F 1162

REFERÁLVA

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 13, Nr. 1, 1968

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

COMITETUL DE REDACȚIE

Redactor șef: prof. dr. doc. I. HUBER-PANU, m. c. al Academiei R. S. România; *Redactor șef adjunct:* dr. ing. TR. SĂLĂGEAN; *Membri:* conf. L. BOLEANȚU — Timișoara, prof. dr. A. DOMȘA — Cluj, ing. A. IEREMIA — REȘIȚA, prof. dr. ST. MANTEA — București, ing. C. PANDELESCU — București, ing. D. PAVELESCU — București, prof. VL. POPOVICI — Timișoara, dr. ing. M. RAȚIU — Timișoara, prof. dr. ing. I. TRIPSA — București; *Secretar științific de redacție:* ing. V. SAFTA.

In țară, abonamentele se primesc la oficiile poștale, agențiile poștale, factorii poștali și difuzorii de presă din întreprinderi și instituții.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, București, Căsuța poștală 134—135, sau la reprezentanții săi din străinătate.

La revue „Studii și cercetări de metalurgie" paraît 2 fois par an. Le prix d'un abonnement annuel est de $ 4; F.F. 20; D.M. 16. Toute commande à l'étranger sera adressée à CARTIMEX, Boîte postale 134—135 Bucarest — Roumanie, ou à ses représentantes à l'étranger.

Manuscrisele, cărțile și revistele pentru schimb, precum și orice altă corespondență se trimit la Comitetul de redacție pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24 Timișoara.

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

apare de două ori pe an

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS DOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT
1883

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 13, Nr. 1, 1968

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

1883

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE
Tomul 13 1968 Nr. 1

SUMAR

PREPARAREA MINEREURILOR

1. I. HUBER PANU, MARIA DUMITRESCU, Asupra valabilităţii ecuaţiilor cineticii flotaţiei 5

METALURGIE EXTRACTIVĂ

2. I. TRIPŞA, D. COSMA, K. STRICKER, Contribuţii la studiul influenţei tratamentului sub vid a oţelurilor asupra gradului de puritate şi a proprietăţilor fizice şi mecanice ale unor oţeluri 21

METALURGIE FIZICĂ

3. D. RAŞEEV, Contribuţii la studiul cineticii transformărilor la încălzire a fontelor cu grafit nodular 31

INCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

4. A. KRISCH, Importanţa stării de tensiune multiaxiale şi comportarea la rupere a oţelurilor 57

5. G. BECKMANN, Cîteva contribuţii experimentale la dezvoltarea metodei de determinare röntgenografică a tensiunilor la oţeluri 73

6. A. CONSTANTINESCU, D. COSMA, Asupra caracteristicilor mecanice ale oţelurilor refractare utilizate la temperaturi în jur de 600 °C, cu exemplificare pe un oţel martensito-feritic cu 12% Cr 85

7. M. RAŢIU, Consideraţii asupra tensiunilor de contact la imprimări sferă-plan .. 103

8. A. BERNATH, Studiul modificărilor produse în oţeluri, în cursul oboselii, prin măsurători ultrasonice 113

9. A. BERNATH, V. MEDELEANU, Contribuţii la studiul influenţei temperaturii de revenire asupra rezistenţei la oboseală şi a altor caracteristici mecanice ale oţelurilor de îmbunătăţire 135

10. T. HERLESCU, Comportarea magnetică a oţelului OLC 60 solicitat la tracţiune variabilă 145

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

11. St. NĂDĂȘAN, Tr. SĂLĂGEAN, CLARA BOARNĂ, V. SAFTA, Cercetări privind sudarea prin topire intermediară a barelor din oțel beton tip PC 90 .. 159

12. Tr. SĂLĂGEAN, H. SELMEREANU, Cercetări privind comportarea la sudare a unor oțeluri slab aliate 171

13. M. HRELESCU, F. BĂR, Tr. SĂLĂGEAN, D. BOTH, Comportarea la sudare a sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3 181

DĂRI DE SEAMĂ

14. L. BOLEANȚU, Dare de seamă asupra celui de al IV-lea Congres de încercări de materiale de la Budapesta 193

15. Informare asupra Adunării anuale a Institutului internațional de sudură de la Londra, din 9—16 iulie 1967 197

RECENZII 201

ASUPRA VALABILITĂȚII ECUAȚIILOR CINETICII FLOTAȚIEI

I. HUBER-PANU, membru corespondent al Academiei Republicii Socialiste România
și MARIA DUMITRESCU
Institutul geologic — București

Experiențe de flotație simple și diferențiale, executate cu diferite substanțe minerale, au permis compararea valabilității diferitelor ecuații ale cineticii flotației, constatîndu-se că una dintre ecuațiile teoretice — stabilită într-o lucrare anterioară — este, în toate cazurile, în concordanță cu datele experimentale. În mai multe cazuri, aceeași concordanță cu datele experimentale a dovedit-o și ecuația hiperbolică, pentru care se dă o fundamentare teoretică nouă. Se explică neconcordanța cu datele experimentale sau valabilitatea limitată numai la o parte din durata flotației a mai multor ecuații empirice.

Importanța teoretică și practică a cunoașterii desfășurării procesului de flotație în timp, a făcut să se acorde o mare atenție găsirii unor ecuații privind cinetica flotației. Studiile au condus la stabilirea unor ecuații fundamentate teoretic precum și la recomandarea unor ecuații empirice. Acestea din urmă sînt mai numeroase decît primele, dar au — evident — o importanță cu mult mai redusă. Chiar dacă unele din ele pot reprezenta satisfăcător desfășurarea procesului de flotație în cazul unor anumite minereuri și pot fi folosite la rezolvarea unor probleme de interes practic privind acele minereuri, ele sînt lipsite de generalitate și nu prezintă importanța științifică a ecuațiilor teoretice.

Faptul că ecuația teoretică, denumită de obicei ecuația de ordinul întîi, nu a fost verificată mulțumitor de datele experimentale, în mai multe cazuri a făcut să se recomande folosirea în locul ei a unor ecuații empirice, pe considerentul că acestea ar fi mai în concordanță cu datele experimentale. Trebuie ținut seama că ecuația teoretică, la care ne-am referit, presupune îndeplinită o anumită ipoteză, care — după cum vom arăta — nu corespunde realității în multe cazuri. Făcînd însă alte ipoteze, mai apropiate de realitate, se pot fundamenta teoretic alte ecuații care au — după cum se va vedea — o valabilitate mult mai extinsă și sînt verificate mult mai bine de datele experimentale decît ecuațiile empirice recomandate în

diferite lucrări. Adăugăm la aceasta faptul că ecuațiile teoretice, conținînd mărimi a căror semnificație este cunoscută, au avantajul că pot fi folosite la studiul influenței diferiților factori asupra flotației, la aprofundarea cunoașterii procesului și la găsirea căilor de îmbunătățire a rezultatelor flotației.

I. CONSIDERAȚII TEORETICE

În cele ce urmează vom considera cazul flotației în care aerația este realizată prin mijloace obișnuite (mecanice sau pneumatice) iar condițiile sînt cele care corespund așa numitei „flotații libere". În aceste condiții, numărul bulelor de aer este suficient de mare în raport cu numărul particulelor flotabile existente în tulbureală, astfel că suprafața bulelor este mineralizată într-o măsură redusă. Nu vom considera condițiile „flotației stînjenite", adică acelea în care aerația este insuficientă și în care, o mare parte din suprafața bulelor fiind acoperită cu particule minerale, posibilitățile de fixare ale altor particule sînt limitate. Asemenea condiții de flotație sînt foarte rare, în actualele mașini de flotație care asigură o aerație suficientă și evită condițiile corespunzătoare unei flotații stînjenite. În unele cazuri pot avea totuși loc condiții de flotație stînjenită, la începutul flotației, atunci cînd numărul de particule minerale flotabile existente în tulbureală este foarte mare. Cum însă, pe măsură ce se desfășoară flotația, numărul particulelor minerale flotabile scade iar numărul bulelor de aer existente în tulbureală se menține constant, flotațiile stînjenite trec întotdeauna destul de repede în flotații libere.

Ecuațiile teoretice ale cineticii flotației se deduc pe baza legii acțiunii maselor, ceea ce este complet justificat dat fiind faptul că producerea fenomenului fundamental al flotației — adeziunea particulelor minerale la bulele de aer — este condiționat de procesul cu caracter statistic al ciocnirii bulelor cu particule minerale. Eficacitatea φ a acestor ciocniri depinde de o serie de factori, printre care rolul hotărîtor îl joacă proprietățile superficiale pe care le au particulele minerale ca urmare a acțiunii reactivilor folosiți. Aplicarea legii acțiunii maselor conduce la relația

$$\frac{dz}{dt} = k\varphi N(z_0 - z) \qquad (1)$$

în care N este numărul de bule de aer, z numărul particulelor de substanță utilă care au flotat după un timp t, z_0 numărul inițial de particule de substanță utilă ; toate aceste mărimi fiind raportate la unitatea de volum de tulbureală. Constanta k din ecuația precedentă depinde de probabilitatea ciocnirilor dintre particulele minerale și bulele de aer.

Cum în condițiile flotației libere, numărul N al bulelor de aer din unitatea de volum de tulbureală poate fi considerat constant în tot timpul desfășurării flotației, viteza $\frac{dz}{dt}$ a procesului variază în timp numai cu con-

centrația (z_0—z) de particule de substanță utilă flotabilă, în cazul cînd ceilalți factori (exprimați în relația precedentă prin mărimile k și φ) care influențează procesul producerii și menținerii adeziunii particulelor la bulele de aer nu variază cu timpul.

In această presupunere din (1) se deduce ecuația care exprimă extracția m de substanță utilă în funcție de timpul t de flotație

$$m = \psi(1 - e^{-K_1 t}), \tag{2}$$

în care

$$K_1 = kN\varphi, \tag{3}$$

iar ψ este raportul dintre numărul de particule de substanță utilă flotabile și numărul total de particule de substanță utilă, flotabile și neflotabile, existente în materialul de alimentare.

Ecuația (2) este denumită de obicei ecuația de ordinul întîi a cineticii flotației.

Unii cercetători [1], [2] consideră că cinetica flotației este mai bine exprimată de relația

$$m = \psi \frac{K_2 t}{1 + K_2 t}, \tag{4}$$

denumită de obicei ecuația de ordinul doi a cineticii flotației. In această ecuație K_2 este o constantă. Ecuația (4) a fost dedusă [1], [3] prin aplicarea legii acțiunii maselor, făcîndu-se ipoteza că viteza procesului variază în timp cu patratul concentrației particulelor de substanță utilă a tulburelii. Aceasta înseamnă a înlocui în ecuația (1) de mai sus, (z_0—z) prin $(z_0 - z)^2$. Această ipoteză implică a se admite că mineralizarea unei bule reclamă ciocnirea bulei respective simultan cu două particule de substanță utilă. Această ipoteză nu poate fi mulțumitor justificată. Nu se poate justifica de ce ciocnirile bulelor cu cîte o singură particulă trebuie excluse ca ineficace. Evident că probabilitatea producerii ciocnirii unei bule simultan cu două particule minerale este mult mai mică în comparație cu probabilitatea producerii ciocnirii bulei cu o singură particulă, iar această din urmă ciocnire, o dată produsă, are aceeași probabilitate să fie eficace ca și ciocnirile simultane. Din aceste motive ecuația precedentă a fost considerată de unii cercetători [4] ca fiind o ecuație empirică. Vom arăta, mai departe, că se poate totuși da ecuației (4) o fundamentare teoretică.

Ambele ecuații (2) și (4) au fost deduse presupunînd că proprietățile superficiale ale particulelor de substanță utilă, de care depinde eficacitatea φ a ciocnirilor dintre ele și bulele de aer, sînt identice pentru toate particulele și că φ este deci o constantă. S-a arătat [5] că, foarte adesea, această ipoteză nu corespunde realității și că este cazul a se lua în considerare faptul că particulelor de substanță utilă le corespund valori ale lui φ variind continuu între 0 și o valoare oarecare φ_z, aceste valori avînd o frec-

venţă exprimată printr-o funcţie f(φ). În acest caz, prin aplicarea legii acţiunii maselor şi anume folosind ecuaţia (1), se obţine [6] ecuaţia:

$$m = \frac{\psi}{z_0} \int_0^{\varphi_z} (1 - e^{-K_z t}) f(\varphi) d\varphi \tag{5}$$

unde

$$K_z = kN\varphi_z \tag{6}$$

Din ecuaţia generală (5) admiţînd o frecvenţă constantă a lui φ s-a dedus [6] ecuaţia:

$$m = \psi \left[1 - \frac{1}{K_z t} (1 - e^{-K_z t}) \right]. \tag{7}$$

În cazurile cînd a fost comparată cu ecuaţiile (2) şi (4), s-a constatat [6] că ecuaţia precedentă este mai bine verificată de datele experimentale. Aceasta se explică prin faptul că admiţînd φ diferit la diferitele particule de substanţă utilă, ţinem seama de variaţia factorilor care influenţează flotaţia, factori care în ecuaţia (2) sînt presupuşi constanţi în tot timpul flotaţiei.

Datorită faptului că φ are valori diferite la diferitele particule de substanţă utilă, la începutul flotaţiei vor flota, în proporţie mai mare, particulele care au valorile cele mai mari ale lui φ, din care cauză în tulbureală va creşte proporţia de particule cu valori mici ale lui φ, adică valoarea medie a lui φ va scădea în decursul flotaţiei. Dacă se admite că valoarea medie a lui φ scade în timpul flotaţiei, în aceeaşi măsură în care scade concentraţia tulburelii în substanţă utilă flotabilă, se poate scrie:

$$\varphi = \frac{\varphi_2}{z_0} (z_0 - z), \tag{8}$$

prin care se exprimă că această scădere a valorii medii a lui φ are loc între o valoare maximă oarecare φ_2 şi zero. În cazul cînd materialul este monodispers şi cînd conţine şi particule neflotabile de substanţă utilă, extracţia m de substanţă utilă se poate exprima prin

$$m = \psi \frac{z}{z_0}.$$

Ţinînd seama de această relaţie şi de (8), din ecuaţia (1) se deduce

$$\frac{dm}{dt} = \frac{K_2}{\psi} (\psi - m)^2, \tag{9}$$

unde s-a notat

$$K_2 = kN\varphi_2. \tag{10}$$

Prin integrarea ecuaţiei (9) se obţine ecuaţia (4). Rezultă dar că ecuaţia (4) poate fi dedusă din ecuaţia (1), adică făcînd ipoteza că pentru

mineralizarea bulelor este suficientă ciocnirea dintre bule cu cîte o singură particulă minerală și că nu e neapărat necesară ciocnirea bulelor simultan cu două particule de substanță utilă, condiție care este greu de justificat.

Trebuie să menționăm că toate ecuațiile teoretice (2), (4) și (7) de mai sus presupun că materialul care se flotează este monodispers. De aceea pentru a aplica cu rigurozitate aceste ecuații trebuie să se folosească [7] relația

$$m = \frac{1}{100\alpha} \sum_{i=1}^{n} \alpha_i p_i m_i, \qquad (11)$$

în care α este conținutul de substanță utilă al materialului (în %); α_i este conținutul de substanță utilă al clasei granulometrice i a materialului (în %); p_i este raportul dintre greutatea clasei granulometrice i și greutatea întregului material (în %); m_i este extracția de substanță utilă pentru clasa granulometrică i a materialului, exprimată de una din ecuațiile (2), (4) sau (7); n este numărul de clase granulometrice din care e constituit materialul.

Dintre ecuațiile empirice recomandate de diferiți cercetători menționăm ecuația

$$\log \frac{\psi}{\psi - m} = a + bt \qquad (12)$$

care se mai poate scrie

$$m = \psi [1 - e^{-(a+bt)}] \qquad (12')$$

și care conține trei constante : ψ, a și b. Ea reprezintă o modificare a ecuației teoretice (2) pentru a exprima regimul staționar care se stabilește spre finele flotației, cînd are loc flotația particulelor greu flotabile. Experimental [4] s-a constatat că relația (12) nu este aplicabilă decît în faza a doua a flotației, adică după cel puțin 4—5 minute de la începutul flotației. De altfel ecuația (12) nu satisface condiția la limită, corespunzătoare momentului inițial al flotației, căci pentru $t=0$, ecuația dă $m=0$, numai dacă $a=0$, în care caz ecuația (12) devine ecuația (2).

Kakovsky [4] a propus ecuația empirică

$$m = \psi \left(1 - \frac{1}{K} t^{-n}\right), \qquad (13)$$

care pe lîngă constanta ψ mai conține constantele $K > 1$ și $n > 0$. Această ecuație s-a constatat a fi verificată de datele experimentale, în unele cazuri, dar numai pentru faza a doua a flotației. De altfel nici ecuația aceasta nu verifică condiția la limită, corespunzătoare momentului inițial, căci pentru $t=0$ nu avem $m=0$.

Pe bază experimentală Krohin [8] a propus ecuația

$$\log \frac{m}{t} = A - B \log t, \qquad (14)$$

conținînd numai două constante și anume $A > 0$ și $B < 1$. Această ecuație se mai poate scrie

$$m = at^{\frac{1}{n}}, \qquad (14')$$

unde $a > 0$ și $\frac{1}{n} < 1$. Se vede că ecuația (12) este asemănătoare cu izoterma de adsorbție a lui Freundlich. Ea nu satisface una din condițiile la limită, căci nu admite o asimptotă corespunzătoare lui $t = \infty$.

În concluzie nici una din ecuațiile empirice examinate mai sus nu reprezintă în întregime procesul de flotație ; ele pot, în unele cazuri, reprezenta numai o parte a procesului. Ecuația empirică propusă de Golikov [9]:

$$m = 1 - e^{-\frac{t}{a+bt}} \qquad (13)$$

în care a și b sînt două constante, are avantajul că satisface ambele condiții la limită.

II. CERCETĂRI EXPERIMENTALE

În scopul verificării diferitelor ecuații privitoare la cinetica flotației, s-au executat experiențe de flotație cu diferite materii prime minerale, colectîndu-se fracționat concentratul rezultat în timpul flotației. Experiențele au fost executate într-un aparat Wedag, iar timpul de condiționare pentru fiecare reactiv a fost de 5 minute, în toate cazurile.

Materiile prime minerale și condițiile în care s-au executat aceste experimentări sînt următoarele :

Experiența 1 s-a executat cu minereu cuprifer de la Moldova Nouă (Sectorul Florimunda). Minereul conținea în principal : 0,8% Cu, 16,5% S, 19,1% Fe, sub formă de calcopirită circa 2%, pirită circa 30%, magnetită circa 3%. Ganga era constituită din calcit și cuarț în proporții aproximativ egale. Reactivii utilizați au fost : var 3 000 g/t, silicat de sodiu 1 500 g/t dat în moară și var 1 500 g/t, xantat etil de potasiu 196 g/t, flotanol 33 g/t, adăugați în celula de flotație. Minereul a fost măcinat la 0,15 mm, diluția a fost de 1/3, iar debitul de aer de 2,5 dm^3/dm^3, min.

Experiența 2 s-a efectuat cu același minereu în condiții identice de măcinare, aerație, diluție și reactivi adăugați în moară. Reactivii adăugați în celula de flotație au fost însă diferiți și anume : var 2 500 g/t, xantat etil de potasiu 140 g/t și amestec TT 69 g/t.

Experiența 3 s-a efectuat cu același minereu. Condițiile de măcinare, aerație, diluție, au fost identice ca în experiențele 1 și 2, numai reactivii adăugați au fost diferiți și anume : în moară s-au introdus var 3 000 g/t, silicat de sodiu 1 500 g/t, xantat etil de potasiu 96 g/t iar în celula de flotație : var 500 g/t, xantat etil de potasiu 384 g/t, flotanol 33 g/t.

Experiența 4 a fost executată cu minereul cuprifer de la Moldova Nouă (sectorul Vărad) care conținea 0,87% Cu, 0,32% Zn, 12% S, 12% Fe,

sub formă de pirită (circa 20%) și calcopirită (circa 3%). Ganga era constituită din scarne cu minerale de contact, calcare cristaline în asociație cu calcit și silice. S-a adăugat în moară var 1 500 g/t și silicat de sodiu 1 000 g/t, iar în celula de flotație s-au adăugat: var 3 600 g/t, xantat etil de potasiu 320 g/t, flotanol 24 g/t. Măcinarea s-a făcut la 0,09 mm, diluția era de $^1/_4$, iar debitul de aer de 2 dm^3/dm^3, min.

Experiența 5 s-a efectuat cu același minereu, menținînd identice măcinarea, diluția, aerația și reactivii adăugați în moară, modificîndu-se numai reactivii adăugați în celula de flotație și anume: silicat de sodiu 2 000 g/t, var 3 300 g/t, xantat etil de potasiu 150 g/t și flotanol 8 g/t.

Experiența 6 s-a realizat cu același minereu și în condiții identice cu experiența 5, față de care diferă numai consumul de colector adăugat în celula de flotație, care a fost de 230 g/t.

Experiența 7 s-a executat cu minereu de la Anieș (sectorul Bîzdîga) care conținea 1,1% Cu, 19% Fe, 5% S sub formă de calcopirită, pirită, pirotină și magnetit. Ganga era în cea mai mare parte silicioasă. Reactivii adăugați în moară au fost: var 2 000 g/t și silicat de sodiu 2 000 g/t, iar în celulă s-a adăugat var 1 000 g/t, xantat etil de potasiu 130 g/t, flotanol 80 g/t. Măcinarea s-a făcut la 0,16 mm, diluția era de 1/3 iar debitul de aer de 1,2 dm^3/dm^3, min.

Experiența 8 s-a efectuat cu același minereu cu deosebirea următoare: în celula de flotație s-a adăugat var 2 500 g/t, silicat de sodiu 2 000 g/t, xantat etil de potasiu 100 g/t, flotanol 40 g/t, măcinarea a fost făcută la 0,09 mm, iar debitul de aer era de 1,5 dm^3/dm^3, min.

Experiența 9 s-a executat cu o probă de minereu de la Sasca Montană (sectorul Stînăpari) care conținea 1,2% Cu, 3,0% S, 13% Fe, 34% SiO_2 sub formă de pirită și calcopirită și foarte mici cantități de bornit, calcozină, covelină. Ganga era constituită din cuarț. Reactivii adăugați în celula de flotație au fost: var 2 000 g/t, silicat de sodiu 1 500 g/t, xantat etil de potasiu 175 g/t, flotanol 33 g/t; măcinarea s-a făcut la 0,09 mm, diluția era de 1/3, iar debitul de aer 2 dm^3/dm^3, min.

Experiențele 10 și 11 diferă de experiența 9 numai prin consumul de colector care a fost de 275 g/t la experiența 10 și de 305 g/t la experiența 11.

Experiențele 12, 13, 14 s-au executat cu minereul complex compact de la Vișeu (sectorul Roșu) care conținea 0,5% Cu, 2,3% Zn, 43% S, 38,4% Fe, iar ca minerale valorificabile calcopirita circa 1,5%, pirita circa 70%, blenda circa 4%.

Experiențele 12 și 13 au urmărit flotația calcopiritei și s-au executat în aceleași condiții și anume: în moară s-a adăugat var 3 000 g/t, sodă 1 000 g/t, iar în celulă var 1 000 g/t, sulfat de zinc 1 000 g/t, cianură de potasiu 100 g/t, amestec TT 284 g/t, flotanol 66 g/t. Măcinarea s-a făcut la 0,06 mm, diluția era de 1/3, iar debitul de aer 2 dm^3/dm^3, min.

Experiența 14 a urmat experienței 12, flotîndu-se blenda și adăugîndu-se în celulă var 1 000 g/t, sulfat de cupru 2 000 g/t, aerofloat 243—150 g/t și flotanol 66 g/t.

Tabela I

Rezultatele experimentale comparativ cu cele obținute prin calcul în cazul minereurilor Florimunda (experiențele 1, 2, 3), Vărad (4, 5, 6) și Anieș (7, 8).

Experiența	Timp (s)	Extracția m experimental (%)	Ecuația (7)		Ecuația (4)		Ecuația (2)	
			Extracția m calculată (%)	Diferența (%)	Extracția m calculată (%)	Diferența (%)	Extracția m calculată (%)	Diferența (%)
			$\psi=77$; $K_z=$ $=0{,}1335\ s^{-1}$		$\psi+77$; $K_2=$ $=0{,}1295\ s^{-1}$		$\psi=77$; $K_1=$ $=0{,}18\ s^{-1}$	
1	30	57 5	57,6	−0,16	57,4	+0,16	32,1	
	60	67,9	68,0	−0,14	68,3	−0,58	67,5	+0,59
	90	71,4	71,6	−0,27	69,8	+0,85	71,4	0,00
	120	71,8	72,4	−0,27	70,9	+1,12	71,7	+0,13
	180	73,7	73,7	0,00	73,5	+0,27	73,4	+0,40
	240	74,6	74,6	0,00	74,6	0,00	74,6	0,00
	300	75,2	75,2	0,00	75,6	−0,52	75,3	−0,13
	360	75,6	75,4	+0,26	75,7	−0,13	75,8	−0,26
	480	76,2	75,8	+0,52	76,9	−0,91	76,3	−0,13
			$\psi=75$; $K_z=$ $=0{,}0631\ s^{-1}$		$\psi=77$; $K_2=$ $=0{,}04551\ s^{-1}$		$\psi=75$; $K_1=$ $=0{,}0169\ s^{-1}$	
2	30	42,3	41,8	+1,19	43,4	−2,53	38,9	+6,97
	60	55,8	55,7	+0,17	56,3	−0,88	55,9	−0,17
	90	61,8	61,8	0,00	61,8	0,00	61,9	−0,16
	120	65,1	65,1	0,00	65,1	0,00	65,1	0,00
	180	68,4	68,4	0,00	68,4	0,00	68,3	+0,14
	240	70,5	70,1	+0,56	70,5	0,00	70,2	+0,42
	300	71,7	71,3	+0,56	71,7	0,00	71,5	+0,27
	360	72,5	71,7	+1,11	72,5	0,00	72,3	+0,27
			$\psi=80$; $K_z=$ $=0{,}0833\ s^{-1}$		$\psi=83$; $K_2=$ $=0{,}05454\ s^{-1}$		$\psi=77$; $K_1=$ $=0{,}02275\ s^{-1}$	
3	30	51,4	51,0	+0,78	51,4	0,00	45,5	+13,1
	60	64,1	64,1	0,00	63,8	+0,47	64,1	0,00
	120	72,0	72,0	0,00	72,0	0,00	71,8	+0,27
	180	74,9	74,6	+0,40	75,3	−0,53	74,6	+0,40
	240	77,0	76,5	+0,65	77,0	0,00	77,0	0,00

Tabela 1 (continuare)

Experiența	Timp (s)	Extracția experimentală (%)	Ecuația (7)		Ecuația (4)		Ecuația (2)	
			Extracția calculată (%)	Diferența (%)	Extracția calculată (%)	Diferența (%)	Extracția calculată (%)	Diferența (%)
			$\varphi=78,5$; $K_z=0,07694\ s^{-1}$		$\varphi=80$; $K_2=0,05108\ s^{-1}$		$\varphi=77,5$; $K_1=0,01888\ s^{-1}$	
4	30	49,5	49,8	−0,60	49,4	+0,20	44,0	+10,0
	60	59,0	59,4	−0,67	59,3	−0,50	59,3	−0,50
	90	63,8	64,1	−0,46	63,9	−0,16	63,8	0,00
	120	67,1	67,5	−0,59	67,5	−0,59	66,9	+0,29
	180	71,1	72,0	−1,25	71,2	−0,14	69,7	+0,57
	240	73,4	74,2	−1,07	73,8	−0,54	72,4	+1,38
	300	75,1	75,1	0,00	75,1	0,00	74,4	+0,94
	360	76,2	76,8	−0,78	75,9	+0,39	75,1	+1,46
	480	77,0	77,6	−0,77	76,8	+0,26	77,0	0,00
			$\varphi=81$; $K_z=0,0338\ s^{-1}$		$\varphi=85$; $K_2=0,01981\ s^{-1}$			
5	60	43,7	44,3	−1,35	44,1	−0,90		
	90	54,5	54,5	0,00	54,5	0,00		
	120	61,8	61,4	+0,65	61,2	+0,98		
	180	66,5	67,0	−0,74	66,4	+0,15		
	240	70,5	71,0	−0,70	70,4	+0,14		
	300	72,0	73,0	−1,36	72,7	−0,96		
	360	73,7	74,0	−0,40	74,5	−1,07		
			$\varphi=92$; $K_z=0,0615\ s^{-1}$		$\varphi=95$; $K_2=0,04081\ s^{-1}$			
6	30	49,9	50,0	−0,20	50,2	−0,59		
	60	62,5	62,7	−0,32	62,9	−0,63		
	90	75,4	75,4	0,00	75,6	−0,26		
	120	80,7	80,9	−0,24	80,7	0,00		
	180	83,4	83,7	−0,35	83,7	−0,35		
	240	85,0	85,7	−0,81	85,1	−0,11		
	300	86,4	87,0	−0,68	86,8	−0,46		
	360	87,4	87,8	−0,45	87,9	−0,56		

Tabela 1 (continuare)

Experiența	Timp (s)	Extracția experimentală (%)	Ecuația (7)		Ecuația (4)		Ecuația (2)	
			Extracția calculată (%)	Diferența (%)	Extracția calculată (%)	Diferența (%)	Extracția calculată (%)	Diferența (%)
			$\psi=96$; $K_z=0{,}05471\ s^{-1}$		$\psi=99$; $K_2=0{,}03421\ s^{-1}$		$\psi=94$; $K_1=0{,}0166\ s^{-1}$	
7	30	49,9	49,5	+0,80	50,3	−0,79	36,9	
	60	59,3	59,2	+0,16	59,9	−1,00	59,3	0,00
	90	72,8	72,9	−0,13	73,1	−0,41	72,8	0,00
	120	82,8	81,8	+1,20	83,1	−0,36	82,2	+0,72
	180	87,9	86,8	+1,30	88,6	−0,79	87,7	+0,22
	240	88,7	88,7	0,00	88,7	0,00	88,5	+0,22
	300	89,1	91,1	−1,10	89,6	−0,55	89,6	−0,55
	360	93,0	92,1	+0,98	92,8	+0,21	93,4	−0,42
	420	93,3	92,3	+1,00	93,0	+0,32	93,6	−0,32
	720	93,6	93,7	−0,10	93,1	+0,53	94,0	−0,42
			$\psi=92$; $K_z=0{,}07233\ s^{-1}$		$\psi=97$; $K_2=0{,}04348\ s^{-1}$		$\psi=91$; $K_1=0{,}02533\ s^{-1}$	
8	30	54,9	54,4	+0,91	54,9	0,00	48,4	
	60	71,0	71,0	0,00	71,0	0,00	71,0	0,00
	120	81,4	81,4	0,00	81,4	0,00	81,4	0,00
	180	85,4	85,0	+0,47	85,6	−0,23	85,6	−0,23
	300	89,3	90,0	−0,77	90,0	−0,66	90,0	−0,77
	420	91,0	92,0	−1,00	91,0	0,00	91,0	0,00

Experiența 15 s-a executat cu șisturi grafitoase de la Polovragi (zona Rîbari) conținînd 26% C (pierderi la calcinare 30%), 8% Fe, 4% S, 37,6% SiO_2. Grafitul era legat în special de șisturi grafitoase cu sericit, muscovit și cuarț. Reactivii utilizați în celula de flotație au fost: silicat de sodiu 1 500 g/t, var 6 000 g/t, flotanol 67 g/t, petrol 74 g/t. Materialul a fost măcinat la 0,25 mm, diluția era 1/4 iar debitul de aer 2 dm^3/dm^3, min.

Experiențele 16, 17, 18 reprezintă reflotări ale concentratului obținut la experiența 15 și diferă între ele numai prin reactivii adăugați. La experiența 16 s-au adăugat petrol 22 g/t și flotanol 10 g/t, experiența 17 s-a executat fără adaos de reactivi, iar la experiența 18 s-au adăugat petrol 11 g/t și flotanol 5 g/t.

Experiențele 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 sînt arătate în tabela 1; experiențele 9, 10, 11, 12, 13, 14 sînt cuprinse în tabela 2, iar experiențele 15, 16, 17, 18 sînt indicate în tabela 3. Tabelele respective cuprind timpii de colectare

Tabela 2

Rezultatele experimentale comparativ cu cele obținute prin calcul în cazul minereurilor Sasca (experiențele 9, 10, 11) și Vișeu (12, 13, 14).

Experiența	Timp (s)	Extracția m experimentală (%)	Ecuația (7)		Ecuația (4)	
			Extracția m calculată (%)	Diferența (%)	Extracția m calculată (%)	Diferența (%)
			$\psi=77$; $K_z=0{,}05833\ s^{-1}$		$\psi=79$; $K_2=0{,}03147\ s^{-1}$	
9	30	47,3	48,0	−1,45	47,5	−0,42
	60	55,6	55,6	0,00	55,6	0,00
	90	62,5	62,4	+0,16	62,7	−0,31
	120	66,5	66,0	+0,75	66,9	−0,59
	180	68,7	68,6	+0,14	68,9	−0,29
	240	71,5	71,5	0,00	71,5	0,00
	300	72,3	72,5	−0,27	72,1	+0,27
	360	73,8	73,4	+0,54	73,5	+0,40
	420	74,0	73,8	+0,27	74,0	0,00
			$\psi=84$; $K_z=0{,}08232\ s^{-1}$		$\psi=86$; $K_2=0{,}07921\ s^{-}$	
10	30	52,4	52,8	−0,75	52,2	+0,38
	60	66,5	67,1	−0,89	66,3	+0,30
	90	70,9	71,0	−0,14	70,9	0,00
	120	73,7	74,1	−0,54	74,2	−0,67
	180	76,9	77,7	−1,02	77,5	−0,77
	240	78,9	79,7	−1,00	79,6	−0,87
	300	80,6	80,6	0,00	80,6	0,00
	360	82,0	81,2	+0,98	82,0	0,00
	420	83,6	82,5	+1,30	83,6	0,00
			$\psi=88$; $K_z=0{,}06341\ s^{-1}$		$\psi=90$; $K_2=0{,}04871\ s^{-1}$	
11	30	52,6	52,6	0,00	52,7	−0,18
	60	67,4	66,4	+1,50	67,6	−0,29
	120	76,4	76,4	0,00	76,4	0,00
	180	80,9	80,3	+0,74	80,5	+0,49
	300	84,9	84,6	+0,70	84,6	+0,70
	420	86,2	86,0	+0,23	86,0	+0,23

Tabela 2 (continuare)

Experiența	Timp (s)	Extracția m experimental (%)	Ecuația (7)		Ecuația (4)	
			Extracția m calculată (%)	Diferența (%)	Extracția m calculată (%)	Diferența (%)
			$\psi=61$; $K_z=0{,}0231\ s^{-1}$			
12	30	17,3	17,1	+1,10		
	60	28,3	28,3	0,00		
	120	39,0	39,0	0,00		
	240	50,3	50,1	+0,39		
	300	51,8	51,6	+0,38		
	360	53,8	53,7	+0,18		
			$\psi=64$; $K_z=0{,}0223\ s^{-1}$			
13	30	19,1	19,0	+0,52		
	60	29,2	29,0	+0,68		
	90	36,6	36,6	0,00		
	120	41,6	41,7	−0,24		
	180	49,1	49,3	−0,41		
	240	53,1	53,3	−0,56		
	300	55,0	55,2	−0,36		
	360	56,5	56,9	−0,70		
	420	57,7	58,0	−0,51		
	720	59,2	60,0	−1,35		
			$\psi=94$; $K_z=0{,}06801\ s^{-1}$		$\psi=98$; $K_2=0{,}05261\ s^{-1}$	
14	30	46,2	46,7	−1,00	46,5	−0,64
	60	65,9	66,2	−0,45	66,2	−0,45
	120	82,5	82,5	0,00	82,5	0,00
	240	90,1	90,2	−0,11	90,3	−0,22
	300	91,3	91,7	−0,43	91,5	−0,21
	360	92,1	92,8	−0,75	92,4	−0,32

Tabela 5

Rezultatele experimentale comparativ cu cele obținute prin calcul în cazul șisturilor grafitoase de la Polovragi (experiențele 15, 16, 17, 18).

Experiența	Timp (s)	Extracția, m experimental (%)	Ecuația (7)	
			Extracția, m calculată (%)	Diferența (%)
			$\psi=87$; $K_z=0{,}03511\ s^{-1}$	
15	60	50,3	50,7	−0,79
	90	60,7	60,7	0,00
	120	66,9	66,6	+0,45
	180	73,9	73 3	+0,81
	360	79,1	79,5	−0,50
	660	82,4	82,8	−0,48
	1 260	84,1	84,9	−0,94
			$\psi=96$; $K_z=0{,}0701\ s^{-1}$	
16	30	49,8	50,3	−0,99
	60	67,7	67,7	0,00
	120	85,5	84,8	+0,82
	240	92,0	91,7	+0,33
	720	95,9	94,6	+1,30
			$\psi=77$; $K_z=0{,}0239\ s^{-1}$	
17	60	23,4	23,4	0,00
	120	33,6	33,8	−0,59
	240	46,5	46,9	−0,85
	480	60,7	61,2	−0,82
	720	69,5	70,0	−0,71
	1 020	74,2	74,0	+0,27
			$\psi=75$; $K_z=0{,}0169\ s^{-1}$	
18	60	28,9	28,8	+0,33
	120	38,2	38,2	0,00
	240	53,5	53,8	−0,55
	420	60,4	60,9	−0,82
	600	65,8	66,5	−1,05
	720	69,8	70,2	−0,57

ale fiecărei fracțiuni de concentrat, extracțiile de substanță utilă obținute experimental precum și extracțiile respective calculate cu ecuațiile (7), (4) și (2).

Pentru fiecare experiență s-au trecut în tabele numai rezultatele aplicării acelor ecuații care s-au constatat a fi în concordanță cu rezultatele experimentale.

Întrucît s-a constatat o bună concordanță a ecuațiilor teoretice cu datele experimentale, s-a considerat util să se verifice cu rezultatele experiențelor numai ecuația empirică a lui Golikov. Celelalte ecuații empirice — așa cum am arătat — putînd reprezenta cel mult numai o parte a procesului de flotație, este evident că nu pot fi verificate de datele experimentale în măsură egală cu ecuația (7).

Verificarea ecuației lui Golikov cu datele experimentale a condus, în toate cazurile, la rezultate mult mai puțin satisfăcătoare decît cele obținute cu ecuația (7).

CONCLUZII

Prin considerații teoretice s-a ajuns la concluzia că ecuația hiperbolică (4) a cineticii flotației are o fundamentare teoretică bazată pe flotabilitatea diferită — și într-o anumită ordine — a particulelor de substanță utilă, datorită faptului că proprietățile superficiale ale acestor particule sînt diferite. Această fundamentare teoretică a ecuației hiperbolice este mult mai justificată decît aceea dată pînă în prezent, prin care se condiționa producerea adeziunii particulelor minerale la bulele de aer de ciocnirea simultană a două particule cu o bulă și se considerau fără eficacitate ciocnirile bulelor cu cîte o singură particulă minerală.

Comparînd, prin cercetări experimentale, valabilitatea diferitelor ecuații ale cineticii flotației, s-a constatat că ecuația (7), stabilită de unul dintre autori într-o lucrare anterioară, este singura în concordanță cu rezultatele experimentale în toate cazurile cercetate. Această constatare s-a făcut la minereuri diferite, la șisturi grafitoase, la flotații diferențiale precum și la reflotarea concentratelor.

Ecuația hiperbolică (4) a fost bine verificată de datele experimentale în mai multe cazuri, în timp ce ecuația exponențială (2) în mult mai puține cazuri. Faptul că această din urmă ecuație se situează în urma celorlalte două ecuații teoretice (7) și (4), în ceea ce privește valabilitatea, se explică prin aceea că ea presupune proprietățile superficiale ale tuturor particulelor de substanță utilă identice, în timp ce celelalte două ecuații țin seama de diferențele dintre proprietățile superficiale ale particulelor.

Trebuie menționat de asemenea că ecuația (4) și mai ales ecuația (7) s-au dovedit valabile pentru material polidispers, deși la stabilirea lor s-a presupus că materialul este monodispers. Această constatare nu s-a putut face și în ceea ce privește valabilitatea ecuației (2). Luînd în considerare ipotezele făcute la stabilirea ecuațiilor (7) și (4), în comparație cu

ipoteza care stă la baza ecuației (2), se poate deduce că influența pe care o are asupra flotației diferența de flotabilitate a diferitor particule de substanță utilă este mai mare decît aceea exercitată de mărimea diferită a acestor particule.

Toate cele patru ecuații empirice examinate s-au dovedit a fi mult mai puțin în concordanță cu datele experimentale decît ecuațiile teoretice (7) și (4). Numai una din aceste ecuații empirice verifică condițiile la limită, iar valabilitatea lor se limitează numai la o parte din durata flotației.

BIBLIOGRAFIE

1. Arbiter, N., (1951), *Mining Engineering*, sept., 791—796.
2. Mitrofanov, S. I., (1953), *Țvetnîe metallî*, **5**, 29.
3. * * * (1962), *Froth Flotation*, American Institute of Mining Metallurgical and Petroleum Engineers Inc., New York, 225
4. Kakovski, I. A., (1956), *Țvetnîe metallî*, **12**.
5. Huber Panu, I., (1964), *Revue roumaine des sciences techniques, Série de métallurgie*, **1**, *9*, 3—16.
6. Huber Panu, I., (1965), *Freiberger Forschungshefte*, A *335*, 159—169.
7. Huber Panu, I., (1956), *Revue Roumaine de Métallurgie*, **1**, *1*, 113—120.
8. Krohin, S. I., (1956), *K voprosu scorosti flotații*, Sb. Severo-Kavcazskobo instituta țvetnîh metallov.
9. Golikov, A. A., (1957), *Țvetnîe metallî*, **2**.

Primit la redacție la data de 10 octombrie 1967.

CONTRIBUȚII LA STUDIUL INFLUENȚEI TRATAMENTULUI SUB VID A OȚELURILOR ASUPRA GRADULUI DE PURITATE ȘI PROPRIETĂȚILOR FIZICE ȘI MECANICE ALE UNOR OȚELURI

I. TRIPȘA, D. COSMA, K. STRICKER

Institutul de cercetări metalurgice, București

În lucrare se analizează, pe baza datelor experimentale, rolul acțiunii mecanice a bulelor de hidrogen în procesul de îndepărtare a incluziunilor nemetalice la tratarea oțelului sub vid. Aceste date confirmă atît influența favorabilă a conținutului inițial de hidrogen, cît și existența unei acțiuni mecanice comune tuturor gazelor inerte de îndepărtare a incluziunilor nemetalice din oțel.

În a doua parte a lucrării se analizează posibilitățile și limitele îmbunătățirii calității oțelului prin repetarea retopirii sale în vid. Se constată o micșorare continuă a conținutului de gaze și incluziuni, confirmîndu-se micșorarea preferențială a conținutului de incluziuni oxidice. Se remarcă de asemenea scăderea eficienței retopirii în vid pe măsura creșterii numărului de retopiri.

Se prezintă în continuare date care confirmă îmbunătățirea proprietăților fizice ale oțelului referitoare la rezistivitatea electrică, detensionarea rețelei cristaline și tenacitate.

Preocupările specialiștilor din domeniul metalurgiei oțelului, legate de îmbunătățirea calității oțelului elaborat pentru a-i conferi acestuia proprietăți corespunzătoare utilizării în condiții variate de solicitări, s-au concretizat — printre altele — în punerea la punct a unor metode de lucru speciale ca : tratarea sub vid, retopirea cu jet de electroni, retopirea cu arc sub vid și altele. Metoda cea mai frecvent folosită este tratarea sub vid a oțelului lichid, care are avantajul de a fi simplă, relativ ieftină și permite ameliorarea calității oțelului, prin micșorarea rebuturilor datorate impurificării cu incluziuni nemetalice și îmbunătățirea caracteristicilor mecanice, ceea ce face posibilă evitarea unor tratamente termice costisitoare etc.

În numeroase lucrări publicate în lumea întreagă, prin această metodă s-au lămurit diferitele aspecte ale mecanismului de îndepărtare a gazelor și incluziunilor nemetalice din oțel. Pe de altă parte, o aplicare tot mai largă a căpătat în ultimul timp retopirea în arc și vid a oțelurilor, care compensează cheltuielile suplimentare, relativ mari, prin calitatea deosebită a produsului, asigurată prin îmbinarea avantajelor tratării sub vid cu cele ale solidificării dirijate în cristalizorul răcit cu apă în care are loc retopirea. Pentru obținerea unor oțeluri cu destinație specială se recurge în prezent la retopirea repetată în arc și vid.

În prezenta lucrare, s-a urmărit în primul rînd, să se verifice rolul pe care îl joacă hidrogenul în procesul de îndepărtare a incluziunilor nemetalice în timpul tratării sub vid a oțelului lichid, iar în al doilea rînd, să se verifice într-o instalație de laborator influența retopirii repetate asupra conținutului de oxigen, de azot, de sulf, de incluziuni nemetalice, asupra omogenității și unor proprietăți mecanice ale oțelului.

1. MATERIALUL ȘI METODICA DE CERCETARE

1.1. **Materialul experimental.** Pentru aprecierea efectului eliminării hidrogenului asupra mecanismului de micșorare a cantității de incluziuni nemetalice s-au elaborat într-un cuptor electric de 0,5 t și s-au tratat ulterior sub vid, șarje de oțel refractar cu 12% Cr (oțel A — vezi *tabela 1*).

Tratarea sub vid a constat în vidarea jetului de oțel la turnarea într-o lingotieră patrată de 175 kg, amplasată într-un recipient vidat la o presiune de 0,5 torr.

Șarjele din oțelul A s-au elaborat în trei variante tehnologice :

a — fără afinare și cu fondanți necorespunzători, pentru a asigura un conținut ridicat de hidrogen ;

a — conform tehnologiei curente ;

c — cu barbotare cu argon în cuptor, înainte de evacuare, pentru a asigura un conținut scăzut de hidrogen.

Pentru fiecare șarjă s-a turnat și cîte un lingou de referință în aer.

Lingourile turnate s-au laminat în bare de secțiune patrată, de 45 mm (coroiaj 12,6), din care s-au prelevat probe în stare recoaptă (725 °C/3 h) corespunzătoare capului, mijlocului și piciorului lingoului.

Efectul retopirii cu arc în vid s-a urmărit pe șarje de oțel A și de rulmenți B (vezi *tabela 1*) elaborate în cuptorul electric de 0,5 t, turnat în lingouri de 175 kg și forjat în bare cu diametrul de 100 mm, din care s-au obținut electrozii necesari retopirii. Aceasta s-a efectuat într-un cristalizor cu diametrul de 150 mm, cu intensitate de 2400—2500 A și cu presiune de lucru 1×10^{-3} torr.

Tabela 1

Oțelul	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Nb
A	0,20—0,21	0,78—0,82	0,61—0,62	0,035—0,038	0,005—0,007	11,88—12,06	1,66—1,71	0,51—0,55	0,58 0,10
B	0,95 1,00	0,41 0,43	0,20 0,27	0,021 0,029	0,007 0,008	1,60 1,62	—	—	—

Lingourile au fost forjate în bare rotunde de 65 mm (coroiaj 5,3) din care s-au prelevat probe în stare recoaptă (725 °C/3 h pentru oțelul A și 790 °C/4 h pentru oțelul B) comparate cu materialul de referință din oțel electric cu același coroiaj.

1.2. **Metodica de cercetare.** S-au prelevat și examinat probe pentru :

— aprecierea purității oțelului pe șaibe transversale după metoda Diergarten, scara părți la o mie ;

— separarea electrolitică a cantității de incluziuni nemetalice neatacate (Al_2O_3, SiO_2, nitruri) ;

— conținutul de oxigen prin metoda topirii reducătoare în vid cu instalația Feichtinger și conținutului de azot prin metoda Kempf — Kjeldahl;

— starea de tensionare a rețelei cristaline (exprimată prin lățirea liniei 220) determinată cu difactometrul de raze X pe probe prelevate din șaibe transversale ;

— rezistivitatea electrică la 20 °C, folosind metoda punții, pe probe cu diametrul de 10 mm și lungimea de 70 mm ;

— reziliența oțelului în secțiune longitudinală la 20 și 600 °C pe epruvete Mesnager, cu un pendul Charpy de 30 kgf.m.

2. CERCETĂRI EXPERIMENTALE

2.1. **Influența hidrogenului eliminat asupra conținutului de incluziuni nemetalice.** Se cunosc mai multe căi de micșorare a conținutului de incluziuni nemetalice în cursul tratării sub vid a oțelului lichid, una dintre acestea fiind reacția de dezoxidare cu carbonul la presiuni scăzute. O serie de constatări indică și posibilitatea creării de condiții favorabile decantării incluziunilor nemetalice, datorită antrenării lor de bulele de oxid de carbon eliminate în urma reacției de dezoxidare. În condițiile de lucru ale unui vid de ordinul 10^{-1} — 1 torr, acest fenomen este însă posibil numai în cazul oțelurilor necalmate sau incomplet calmate. Pe de altă parte, se știe că și în condițiile barbotării oțelului lichid cu azot, cu argon și cu alte

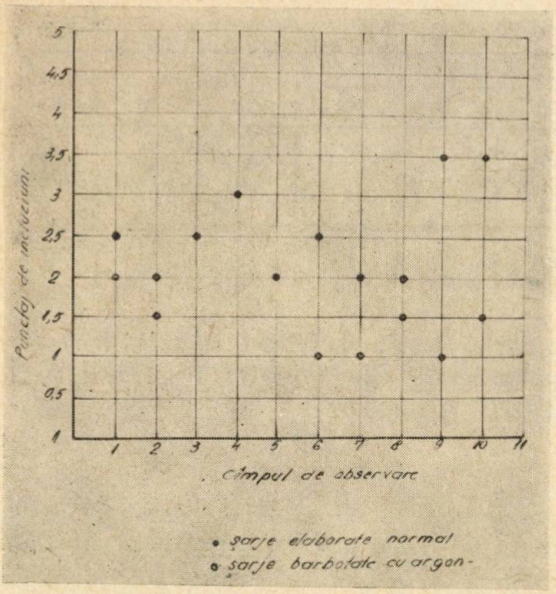


Fig. 1. Influența barbotării cu argon asupra purității oțelului cu 12% Cr.

gaze, se constată o scădere a conținutului de incluziuni nemetalice, atribuită aceluiași mecanism. Astfel, cercetări efectuate la Institutul de cercetări metalurgice din București [1] au dovedit o scădere a punctajului de incluziuni de la valori de 2—3,5, pentru șarjele elaborate obișnuit, la valori de 0—2 pentru șarjele barbotate cu argon (*figura 1*).

Ca urmare, s-a emis ipoteza că eliminarea hidrogenului, în cursul tratării sub vid a oțelului lichid, ar putea avea o contribuție similară la decantarea incluziunilor nemetalice și la favorizarea condițiilor de germinare și coagulare a acestora.

Pentru verificarea acestei păreri s-au efectuat determinări ale conținutului de incluziuni nemetalice și de hidrogen pe probe din oțelul A, provenit din șarje elaborate în cele trei variante tehnologice menționate la punctul 1.1. Rezultatele obținute sînt prezentate în *tabela 2*.

Tabela 2

Variația tehnologică	Momentul prelevării probei	Conținutul de hidrogen cm³/100 g	‰ incluziuni (Diergarten)	Micșorarea conținutului de incluziuni, exprimată în %, în urma tratării sub vid
a	înainte de turnare	12,6	3,4	66
	după tratare sub vid	4	1,3	
b	înainte de turnare	11,4	4,5	44
	după tratare sub vid	4	2,5	
c	înainte de turnare	8,3	3,5	8
	după tratarea sub vid	3,5	3,2	

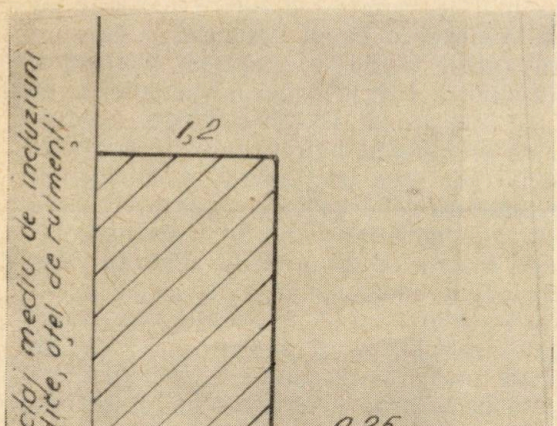
Din *tabela 2* se constată că cea mai însemnată reducere a conținutului de incluziuni nemetalice (66%) s-a realizat în cazul variantei a, la care conținutul inițial de hidrogen din oțelul lichid a fost cel mai mare (12,6 cm^3/100 g), iar cea mai mică reducere (8%) în cazul variantei c, la care conținutul de hidrogen a fost cel mai scăzut (8,3 cm^3/100 g). Aceasta dovedește, pentru cazurile studiate, că eliminarea hidrogenului în procesul de tratare sub vid are o contribuție la reducerea conținutului de incluziuni nemetalice. Această contribuție este similară celei pe care o are barbotarea cu argon sau cu alte gaze care nu reacționează cu oțelul, inclusiv barbotarea cu monoxid de carbon rezultat din reacția de decarburare. Prin urmare, datele din tabela 2 confirmă, în același timp, mecanismul îndepărtării incluziunilor nemetalice datorită barbotării oțelului cu gaze. Micșorarea conținutului de incluziuni nemetalice este însoțită, și în cazurile studiate, de scăderea conținutului de oxigen și de creșterea gradului de omogenitate și de detensionare a rețelei confirmată de valorile determinărilor de rezistivitate electrică, prezentate în *tabela 3*.

Tabela 3

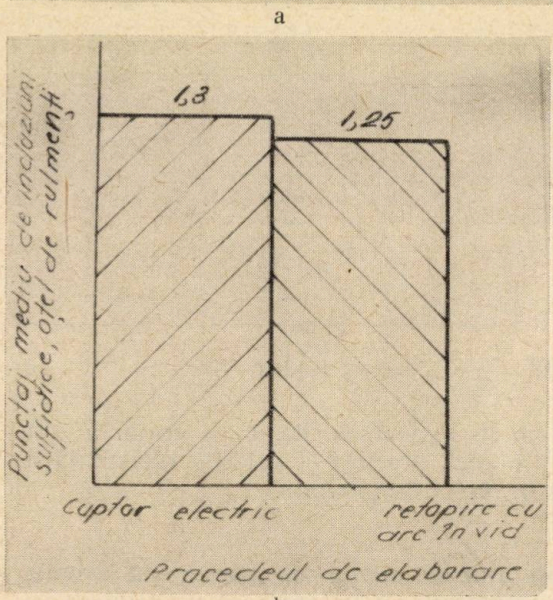
Varianta tehnologică	Momentul prelevării probei	[%O]	Rezistivitatea Ω. m. 10^{-6}
a	Înainte de turnare	0,0 150 0,0 134	0,592 0,595
	După turnarea sub vid	0,0 128 0,0 116	0,580 0,583
b	Înainte de turnare	0,0 124 0,0 118	0,640 0,610
	După turnarea sub vid	0,0 110 —	0,600 0,590
c	Înainte de turnare	0,0 173 —	—
	După turnarea sub vid	0,0 141 0,0 129	—

Din datele *tabelei 3* rezultă că, în toate cazurile, după tratarea sub vid a scăzut conținutul de oxigen din oțel, precum și valorile rezistivității electrice, ceea ce confirmă creșterea gradului de puritate.

2.2. **Influența retopirii repetate într-un cuptor cu arc în vid asupra îmbunătățirii calității oțelurilor.** Se cunoaște că în procesul de retopire în arc și în vid are loc o purificare avansată a oțelului retopit, datorată în special decantării incluziunilor nemetalice, de dimensiuni mai mari de



a



b

Fig. 2. Influența retopirii în arc și vid asupra purității oțelului de rulmenți, privind punctajul mediu de incluziuni oxidice (2 a) și sulfidice (2 b).

aproximativ 10 microni. Urmarea acestui fenomen de decantare este stratul de zgură ce apare pe suprafața băii metalice în timpul retopirii.

Există însă și păreri potrivit cărora ar avea loc și o reducere parțială a incluziunilor oxidice cu carbonul, în condițiile unei afinități sporite a acestuia pentru oxigen, la presiuni scăzute de ordinul 10^{-2}—10^{-3} torr. O indicație în favoarea acestei păreri poate fi considerată și scăderea preferențială a cantității de incluziuni oxidice, constatată în cercetările noastre [2] pe oțel de rulmenți (*fig. 2 a*), concomitent cu o micșorare neînsemnată a conținutului de incluziuni sulfidice (*fig. 2 b*).

Prin retopiri efectuate o singură dată asupra oțelului A (RAV A) și repetate de 1—3 ori asupra oțelului B (RAV B 1, 2, 3) s-au obținut importante scăderi ale conținutului de incluziuni nemetalice,, concomitent cu scăderea conținutului de oxigen și cu menținerea practic constantă a conținutului de sulf.

Rezultatele obținute pentru oțelurile A și B sînt prezentate în *tabela 4*, respectiv *5*.

Tabela 4

Modul de obținere a oțelului	Frecvența maximă a punctajului de incluziuni (conf. ASTM) determinată pe 15 cîmpuri	[%O]	[%N]	[%S]	Rezilienta kgfm/cm²	
					20 °C	600 °C
Cuptor electric	1—1,5	0,0 085 0,0 090 0,0 080 0,0 085	0,020 0,017 0,020 0,0 185	0,007 0,007 0,005 0,006	6 5,5	14,7 16,1
RAV A	sub 0,5	0,0 045 0,0 045 0,0 030 0,0 035	0,0 135 0,0 140 0,0 160 0,0 140	0,008 0,008 0,008 0,007	11,8 10,8	16,2 15,5

Tabela 5

Modul de obținere a oțelului	Conținutul de incluziuni nemetalice în % conf. Diergarten	Cantitatea de incluziuni nemetalice, separată prin electroliză, %	[%O]	[%N]	[%S]	Lățirea liniei (220) mm
Cuptor electric	1,36	0,0 125 0,0 115	0,006 0,005	0,007	0,007 0,008	15—16
RAV B1	0,84 0,68	0,0 067 0,0 052	0,0 032 0,0 026	0,003	0,009 0,008	14,5—15
RAV B2	0,55 0,40	0,0 059 0,0 055 0,0 048	0,0 022 0,0 018 0,0 015	0,003	—	14,5—13,5
RAV B3	0,28 0,20	0,0 052 0,0 041 0,0 041	0,0 018 0,0 015 0,0 014	0,0 026	—	14

Din datele prezentate în tabelele 4 și 5 rezultă că :

— prin retopire simplă a oțelului A frecvența maximă a punctajului de incluziuni nemetalice înregistrează o scădere remarcabilă, conținutul de oxigen scăzînd cu aproximativ 50%, iar cel de sulf păstrîndu-se practic constant. Aceeași concluzie rezultă din *tabela 5* pentru oțelul B, de rulmenți. Datele prezentate confirmă scăderea preferențială a conținutului de incluziuni oxidice în urma retopirii sub vid ;

— la topirea repetată a oțelului B, se remarcă o scădere continuă, însă din ce în ce mai mică, a conținutului de oxigen și de incluziuni nemetalice (după Diergarten și separate electrolitic), în timp ce conținutul de azot înregistrează o scădere bruscă la prima retopire, după care se menține practic constant (*fig. 3*). Aceste date confirmă existența unei limite a îmbunătățirii calității oțelului prin repetarea retopirii în vid ;

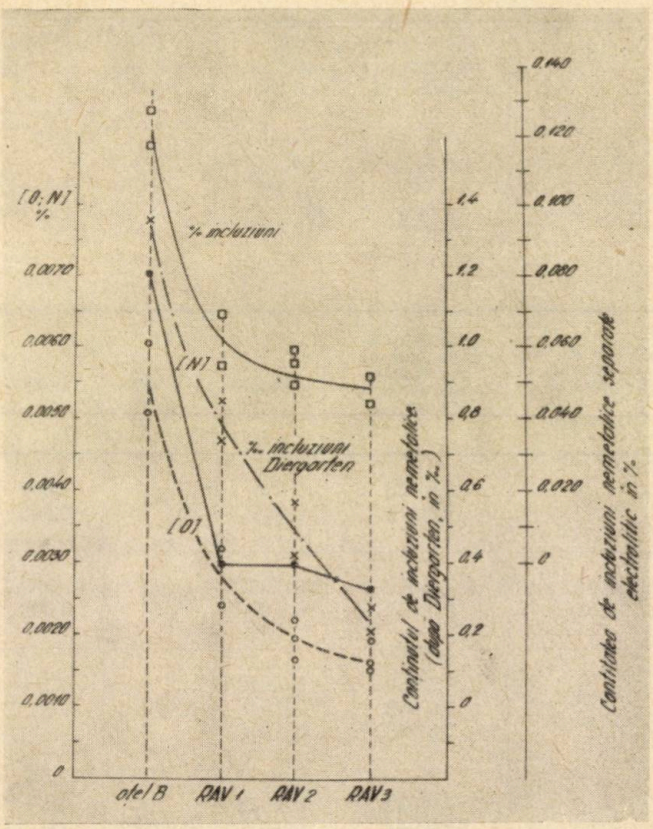


Fig. 3. Influența numărului de retopiri în arc și vid asupra conținutului de gaze (%) și de incluziuni nemetalice (‰ după Diergarten și % prin separarea electrolitică).

— asupra îndepărtării azotului după prima retopire, influențează de asemenea compoziția chimică a oțelului. Astfel, la oțelul A, din cauza conținutului ridicat de crom (circa 12%) și niobiu (circa 0,5%), elemente care formează nitruri stabile, conținutul de azot a scăzut cu circa 20%, în timp ce la oțelul B scăderea a fost de circa 50% ;

— datele din tabela 4 confirmă de asemenea îmbunătățirea calității oțelului prin creșterea, aproape la dublu, a valorii rezilienței longitudinale la 20 °C. Se observă însă că la 600 °C, datorită tenacității ridicate, retopirea nu asigură o creștere observabilă ;

— datele din *tabela 5* confirmă, printr-o scădere continuă și ușoară a valorii lățirii liniei 220, detensionarea rețelei cristaline a oțelului B, cauzată de scăderea conținutului de gaze și incluziuni nemetalice.

*
* *

Lucrarea prezentată, care reflectă o parte din cercetările efectuate în Institutul de cercetări metalurgice din București, confirmă rolul acțiunii mecanice a bulelor de gaz, analizînd exemplul hidrogenului asupra îndepărtării incluziunilor nemetalice în procesul de tratare a oțelului sub vid. S-a confirmat de asemenea posibilitatea de îmbunătățire a calității oțelului prin retopire repetată în vid, menționîndu-se totodată caracterul descrescător al acestei îmbunătățiri, în funcție de numărul de retopiri.

BIBLIOGRAFIE

1. I. Tripșa, D. Cosma, (1966), Contribuții la studiul elaborării oțelurilor cu proprietăți superioare. *Metalurgia* **12**, 661.
2. I. Tripșa, D. Cosma, K. Stricker, (1966), Verbesserung der Stahlqualität durch das Vakuum-Lichtbogen — Schmelzverfahren und das Elektroschlake-Schmelzverfahren. *Internationales Kolloquium, Freiberg.*

Primit la redacție la data de 7 octombrie 1967.

CONTRIBUȚII LA STUDIUL CINETICII TRANSFORMĂRILOR LA ÎNCĂLZIRE A FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

D. RAȘEEV

I.P.G.G., București

Se stabilesc ecuațiile generale ale transformărilor izoterme, folosindu-se în acest scop analiza dimensională și similitudinea fizică. Aceste ecuații se particularizează pentru cazul transformărilor izoterme la încălzire pentru fontele cu grafit nodular (austenitizarea și grafitizarea), fiind verificate prin încercări experimentale. Totodată, pentru cazul studiat, pe baza încercărilor efectuate, se calculează parametrii cinetici ai ecuațiilor transformărilor izoterme și dependența lor de temperatură. Acestea se stabilesc atît pentru cazul cînd se ia drept parametru al transformării microstructura cît și pentru duritate. Ecuațiile ca și diagramele izoterme la încălzire, pot fi folosite pentru stabilirea și analizarea transformărilor respective.

Prin aplicarea la fontele cu grafit nodular a tratamentelor termice (în pecial recoaceri, normalizare și în unele cazuri călire) se asigură creșterea preciabilă și diversificarea caracteristicilor fizico-mecanice, lărgindu-se do-ıeniile de aplicare și mărindu-se eficiența economică la folosirea fontelor odulare [11].

De aceea, studiul cineticii transformărilor la încălzire la aceste fonte rezintă pe lîngă un interes teoretic și un interes practic imediat.

În cadrul unor cercetări anterioare [12] autorul a studiat pe cale expe-imentală transformările respective. În final au fost construite diagramele ransformărilor izoterme la încălzire [10], [9], [8] care pot fi folosite pen-u studiul acestor transformări precum și pentru proiectarea corectă a tra-ıamentelor termice. Una din aceste diagrame este dată în *figura 1.*

În prezenta lucrare se cercetează teoretic cinetica transformărilor la ıcălzire la fontele cu grafit nodular, folosind datele experimentale redate ı lucrările [12], [10].

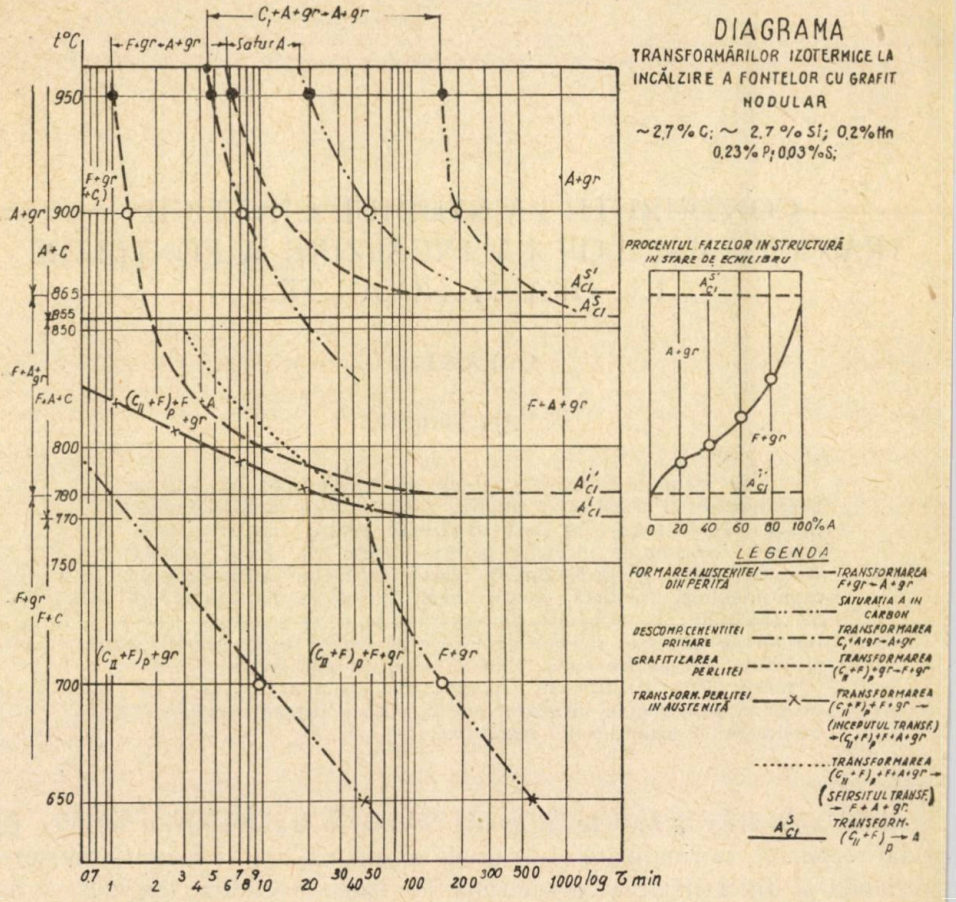


Fig. 1. Diagrama transformărilor izoterme la încălzire a fontelor cu grafit nodular, 2,7% C; 2,7% Si; 0,2% Mn; 0,23% P; 0,03% S.

$A^{i}_{C_1}-A^{s}_{C_1}$ — intervalul transformării eutectoide în sistemul metastabil.

$A^{i'}_{C_1}-A^{s'}_{C_1}$ — intervalul transformării eutectoide în sistemul stabil.

APLICAREA ANALIZEI DIMENSIONALE ȘI A SIMILITUDINII LA STUDIUL CINETICII TRANSFORMĂRILOR IZOTERME LA ÎNCĂLZIRE, LA FONTELE CU GRAFIT NODULAR

Procesele cu transformări de faze, cum este cel studiat, sînt proces complexe, formate într-un caz general din mai multe trepte — procese el mentare — ca dizolvare, difuzie, transformări alotropice și de faze însoți de efecte termice. Unele din aceste procese elementare se studiază cu ajut

rul ecuațiilor fizicii matematice, cum sînt ecuațiile lui Fick care studiază procesele de difuzie, ecuațiile lui Fourier care studiază procesele de transmisie a căldurii etc.

Studiul proceselor complexe cu transformări de faze folosind sisteme de astfel de ecuații diferențiale este greoi, cîteodată neputîndu-se ajunge la rezolvarea completă a problemelor puse.

Analiza dimensională și similitudinea fizică permite, pe lîngă alte aplicații, să se ajungă la relații de legătură între dimensiunile ce caracterizează un fenomen fără a cunoaște expresia matematică a legilor fizice respective, precum și stabilirea — cunoscînd ecuațiile de bază și condițiile de unicitate — legăturii între teorie și experiment, în vederea obținerii ecuațiilor algebrice unice ce exprimă legea unui fenomen concret studiat [3], [4], [2], [7].

Avînd în vedere complexitatea fenomenelor ce determină cinetica transformărilor la încălzire la fontele cu grafit nodular, cercetarea legilor acestor transformări pe baza analizei dimensionale și a similitudinii poate elimina o serie de dificultăți legate de stabilirea ecuațiilor ce descriu transformările ce se studiază și permit să se ajungă la concluzii importante.

1.1. **Relațiile de bază ale cineticii chimice.** Cinetica unei reacții chimice este dată de ecuația diferențială :

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = Kc^n \tag{1}$$

în care :

c — concentrația componentului ce reacționează,
K — constanta vitezei de reacție,
τ — timpul,
n — ordinul de reacție.

Pe baza experimentală se stabilește că viteza de desfășurare a unui proces este dată de următorul postulat :

— Viteza de desfășurare a procesului la un moment dat este proporțională cu diferența dintre valorile P ale unui parametru de stare, caracteristic sistemului ce se modifică în cursul desfășurării procesului și valoarea acestui parametru în starea de echilibru C, adică :

$$-\frac{dP}{d\tau} = K\,(P-C). \tag{2}$$

Integrînd ecuația (2) se obține

$$P = (P_0-C)\,\exp\,(-K\tau)+C \tag{3}$$

în care :

K — constantă de viteză,
P_0 — mărimea inițială a parametrului P la $\tau = 0$.

Relația (3) se verifică pe baza încercărilor experimentale numai în cazul unui număr restrîns de procese simple ca : reacții monomoleculare, descompuneri radioactive, modificarea în timp a cîmpului termic al unui corp, modificarea cîmpului de concentrație în cazul difuziei.

Procesele transformărilor izoterme la încălzire, sînt procese complexe, relația (3) corespunzînd numai în unele cazuri procesului de bază. În acest caz constanta de viteză K are o expresie complexă, care s-ar putea calcula pe baza condițiilor de unicitate ale ecuațiilor diferențiale ale lui Fourier și Fick.

1.2. **Ecuația de bază a izotermei, în condițiile unui proces cu transformări de faze în stare solidă.** În cazul aplicării analizei dimensionale procesele secundare pot fi luate în considerație prin introducerea în ecuațiile de bază ale proceselor principale a unor coeficienți care să țină seamă de influența proceselor secundare, stabilindu-se valoarea acestor coeficienți pe baza prelucrării datelor experimentale. Ecuațiile ce se vor obține vor corespunde cu atît mai exact datelor experimentale, cu cît procesele neglijate vor avea o influență mai mică asupra procesului de bază. Trebuie avut în vedere însă că rezultatele cercetărilor experimentale ale unui proces pot fi generalizate numai în condițiile în care organizarea și realizarea experimentelor și concluziile ce se trag concordă cu analiza dimensională și teoria similitudinii. În acest scop se folosesc criterii adimensionale.

Fiecare criteriu adimensional poate fi considerat ca expresie numerică a influenței asupra procesului de bază al unui proces elementar secundar, din a cărui ecuație diferențială s-a obținut criteriul adimensional considerat. În cazul unui proces complex, cinetica lui va fi caracterizată prin criteriile adimensionale ale proceselor elementare secundare ce complică procesul principal.

Folosind ecuația (2) se vor aplica cele de mai sus pentru procesele cu transformări de faze în starea solidă. În acest caz coeficientul K va fi funcție de criterii adimensionale corespunzătoare proceselor elementare, deci :

$$-\frac{dP}{d\tau} = f\left(\frac{T \cdot c}{q};\ \frac{\alpha \cdot l}{\lambda};\ \frac{D \cdot \tau}{l^2};\ \mu\right) \cdot (P - C). \qquad (4)$$

în care : $\frac{T \cdot c}{q}$ este criteriul adimensional care caracterizează transformarea alotropică (T — temperatura ; c — capacitatea calorică ; q — efectul termic);

$\frac{\alpha \cdot l}{\lambda} = Nu$; criteriul similar cu a lui Nusselt care caracterizează schimbul de căldură între sistem și mediu, ca urmare a degajării căldurii

în timpul transformărilor de fază ($\alpha=\alpha_c+\alpha_r$ — coeficient de schimb de căldură ; α_c — coeficient de schimb de căldură pentru convecție ; α_r pentru radiație ; l — dimensiunea ce determină sistemul ; λ — coeficient de conductibilitate) ;

$\frac{D\cdot\tau}{l^2}$ = criteriul care caracterizează procesele de difuzie și se deduce din ecuațiile diferențiale ale lui Fick (D — coeficient de difuzie ; τ — timpul ; l — dimensiunea ce determină sistemul) ;

μ —coeficient care are aceeași dimensiune cu coeficientul K (adică $[T]^{-1}$) și care se introduce pentru asigurarea condițiilor de omogenitate.

De remarcat că în funcție de procesele secundare care se iau în considerație se introduc în (4) și alte criterii adimensionale (de ex. al lui Fourier $\frac{\alpha\cdot\tau}{l^2}$ pentru conductibilitate etc.) fără ca prin aceasta să se modifice forma generală a relației (5) și deci a celei finale (7).

Se propune rezolvarea ecuației (4) folosind analiza dimensională. În acest caz se scriu toate cele *n* variabile care iau parte la proces cu dimensiunile lor.

Se formează K ecuații (K — numărul mărimilor primare) care se rezolvă prin comparația coeficienților.

Ecuația (4) ia forma :

$$-\frac{dP}{d\tau}=K_\mu\left(\frac{T\cdot c}{q}\right)^\beta\cdot\left(\frac{\alpha\cdot l}{\lambda}\right)^\gamma\cdot\left(\frac{D\cdot\tau}{l^2}\right)^\delta\cdot(P-C). \qquad (5)$$

Dacă problema se rezolvă pe cale experimentală cu aplicarea similitudinii, se va obține o ecuație criterială care are aceeași formă cu ecuația (5) sau, generalizînd, forma :

$$-\frac{dP}{d\tau}=K_\mu(\pi_1)^\beta\cdot(\pi_2)^\gamma\ldots(\pi_{\tau_1})^\varepsilon\cdot(\pi_{\tau_2})^\xi\cdot(P-C) \qquad (5')$$

în care criteriile adimensionale π_1 ; π_2 ... nu conțin timpul τ, iar criteriile adimensionale π_{τ_1} ; π_{τ_2} ... conțin timpul τ.

Scoțînd timpul τ ca factor, rezultă în final :

$$-\frac{dP}{d\tau}=K_i\tau^m(P-C) \qquad (6)$$

în care K_i este independent de τ.

Integrînd ecuația (6) rezultă ecuația de bază a unui proces sau a unei transformări izoterme ;

$$P=(P_0-C)\ \exp.\ (-a\tau^b)+C \qquad (7)$$

în care parametrul P se micșorează în timp, de la P_0 la $\tau=0$ pînă la C la $\tau=\infty$ (în condiții de echilibru), iar a și b sînt *parametrii cinetici ai procesului.*

Dacă procesul se caracterizează prin creșterea parametrului P_1 în timp, de la $P_{1,0}$ la $\tau=0$ pînă la C la $\tau=\infty$, ecuația ia forma

$$P_1=(C-P_{1,0})\cdot[1-\exp(-a\tau^b)]+P_{1,0} \quad (8)$$

În cazul transformărilor izoterme la încălzire la fontele cu grafit nodular, grafitizarea cementitei exprimată în părți de fază transformată W_c va fi dată de ecuația (7), în care $C=O$ și $P_0=1$, deci :

$$W_c=\exp(-a\tau^b) \quad (9)$$

iar formarea austenitei exprimată tot în părți de fază transformată W_A — de ecuația (8), în care : $P_{1,0}=o$, și $C=1$; deci

$$W_A=1-\exp(-a\tau^b) \quad (10)$$

Dacă transformările respective de fază se studiază indirect, de exemplu prin măsurarea variației durității, pentru cazul grafitizării cementitei transformarea va fi dată de ecuația (7), în care : $P_0=H_{co}$; și $C=H_{cf}$; deci :

$$H_c=(H_{co}-H_{cf})\exp(-a\tau^b)+H_{cf} \quad (11)$$

iar în cazul formării austenitei, de ecuația (8), în care $P_{1,0}=H_{Ao}$ și $C=H_{Af}$ deci :

$$H_A=(H_{Af}-H_{Ao})[1-\exp(-a\tau^b)]+H_{Ao}. \quad (12)$$

1.3. **Parametrii cinetici ai procesului de transformare izotermă în starea solidă.** Transformînd și logaritmînd de două ori se obține în final :

$$\lg[\lg(P_0-C)-\lg(P-C)]=b\lg\tau+\lg(a.\lg e) \quad (13)$$

În coordonatele $\lg\tau$ abscisa și $\lg[\lg(P_0-C)-\lg(P-C)]$ ordonata, ecuația (13) va fi ecuația unei drepte al cărei coeficient unghiular va fi b. Ea este ecuația anamorfozei curbei cinetice.

Parametrul cinetic b se calculează pe baza ecuației (13), dacă se cunosc valorile corespunzătoare ale coeficienților pentru timpii τ' și τ'' din :

$$b=\frac{\lg\left[\frac{\lg(P_0-C)-\lg(P'-C)}{\lg(P_0-C)-\lg(P''-C)}\right]}{\lg\left(\frac{\tau'}{\tau''}\right)}. \quad (14)$$

Din această relație rezultă că parametrul cinetic b este adimensional și întotdeauna pozitiv. Cu cît b este mai mare, cu atît dreapta (13) va fi mai înclinată față de abscisă și pentru celelalte condiții neschimbate procesul va decurge mai repede.

Parametrul a se obține din (13) pentru $\tau=\tau'$:

$$a=\frac{\lg(P_0-C)-\lg(P'-C)}{\tau'^b \lg e}. \qquad (15)$$

El are dimensiunea $[T]^{-1}$ și mărimea lui depinde de unitățile în care se măsoară timpul. Cu cît a este mai mare, cu atît ordonanta pentru $\tau=o$ va fi mai mare și cu atît viteza procesului va fi mai mare.

Pentru procesele descrise de ecuația (8) ecuația anamorfozei curbei cinetice va fi :

$$\lg[\lg(C-P_{1,0})-\lg(C-P_1)]=b\lg\tau+\lg(a\lg e) \qquad (16)$$

Pentru cazul transformărilor izoterme la încălzire a fontelor cu grafit nodular, ecuațiile de mai sus iau forma :

1. GRAFITIZAREA CEMENTITEI

a. Studiul cineticii pe baza transformărilor de fază :

— ecuația anamorfozei curbei cinetice :

$$\lg(-\lg W_c)=b\lg\tau+\lg(a\lg e), \qquad (17)$$

— parametrii cinetici :

$$b=\frac{\lg\left(\lg\frac{\lg W'_c}{\lg W''_c}\right)}{\lg\left(\frac{\tau'}{\tau''}\right)}, \qquad (18)$$

$$a=\frac{-\lg W'_c}{\tau'^b \lg e}. \qquad (19)$$

b. Studiul cineticii pe baza cercetării variației durității :

— ecuația anamorfozei curbei cinetice :

$$\lg[\lg(H_{co}-H_{cf})-\lg(H_c-H_{cf})]=b\lg\tau+\lg(a\lg e), \qquad (20)$$

— parametrii cinetici :

$$b=\frac{\lg\left[\frac{\lg(H_{co}-H_{cf})-\lg(H'_c-H_{cf})}{\lg(H_{co}-H_{cf})-\lg(H''_c-H_{cf})}\right]}{\lg\left(\frac{\tau'}{\tau''}\right)}, \qquad (21)$$

$$a=\frac{\lg(H_{co}-H_{cf})-\lg(H'_c-H_{cf})}{\tau'^b \lg e}. \qquad (22)$$

2. FORMAREA AUSTENITEI

a. Studiul cineticii pe baza transformărilor de faze :
— ecuația anamorfozei curbei cinetice :

$$\lg [-\lg (1-W_A)] = b\lg\tau + \lg (a \lg e) \tag{23}$$

— parametrii cinetici

$$b = \frac{\lg\left[\frac{\lg (1-W'_A)}{\lg (1-W''_A)}\right]}{\lg\left(\frac{\tau'}{\tau''}\right)}, \tag{24}$$

$$a = \frac{-\lg (1-W'_A)}{\tau'^b \lg e}. \tag{25}$$

b. Studiul cineticii pe baza cercetării variației duritații :
— ecuația anamorfozei curbei cinetice :

$$\lg [\lg (H_{Af}-H_{Ao}) - \lg (H_{Af}-H_A)] = b \lg \tau + \lg (a \lg e) \tag{26}$$

— parametrii cinetici :

$$b = \frac{\lg\left[\frac{\lg (H_{Af}-H_{Ao}) - \lg (H_{Af}-H'_A)}{\lg (H_{Af}-H_{Ao}) - \lg (H_{Af}-H''_A)}\right]}{\lg\left(\frac{\tau'}{\tau''}\right)}, \tag{27}$$

$$a = \frac{\lg (H_{Af}-H_{Ao}) - \lg (H_{Af}-H'_A)}{\tau'^b \lg e}. \tag{28}$$

1.4. **Viteza proceselor izoterme.** Viteza procesului, la care parametrul P care-l caracterizează descreşte cu timpul, se obține prin diferențierea ecuației (7):

$$V = \frac{dP}{d\tau} = -(P_0-C) \exp (-a\tau^b) \cdot ab\tau^{b-1}. \tag{29}$$

Dacă se ține seama de (7) relația se poate pune sub forma :

$$V = -(P-C)\ ab\,\tau^{b-1}. \tag{30}$$

Pentru procesele la care parametrul respectiv P_1 crește cu timpul pe baza unui calcul similar se obține :

$$V = (P-C)\ ab\,\tau^{b-1}. \tag{31}$$

Viteza absolută a procesului, lăsînd la o parte semnul (—) poate fi analizată pe baza relației :

$$V = (P-C)\ ab\,\tau^{b-1}. \tag{32}$$

Rezultă că V depinde de variația parametrului P, ceea ce a fost postulat în (2) și de parametrii cinetici a și b. Parametrul cinetic a are o influență liniară, iar parametrul b are pe lîngă o influență liniară și una asupra variației procesului în timp (factorul τ^{b-1}).

Pentru a analiza influența parametrului cinetic b asupra variației vitezei procesului, trebuie deosebite două cazuri :

1. Dacă $b \leqslant 1$; relația (32) se poate pune sub forma :

$$V = \frac{(P-C)\,ab}{\tau^{1-b}} = \frac{(P-C)\,ab}{\tau^{m}} \qquad (33)$$

din care rezultă că la începutul procesului ($\tau=0$), viteza este maximă (P maxim), iar în timp viteza scade continuu (τ^m crește și P descrește ; pentru $\tau \to \infty$; $P \to C$; și $V \to 0$).

În acest caz nu avem perioada de incubație (*fig. 2,* curba 1). Această situație corespunde reacțiilor chimice (la reacții monomoleculare $b=1$, bimoleculare $b=0{,}63$, trimoleculare $b \simeq 0{,}4$).

2. Dacă $b > 1$; relația (32) se poate pune sub forma :

$$V = (P-C)\; a\, b\, \tau^{m} \qquad (34)$$

din care rezultă că la începutul procesului ($\tau=0$) viteza este nulă, crescînd în timp cu atît mai repede cu cît b este mai mare, fiind limitată însă de scă-

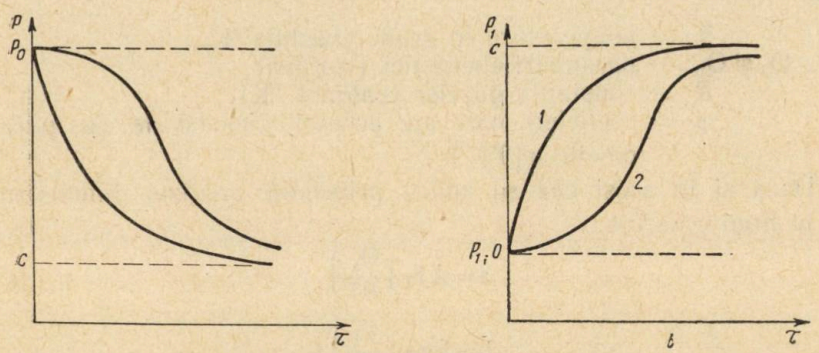


Fig. 2. Curbele cineticii proceselor izoterme :
1. procesul fără perioada de incubație $b \leqslant 1$;
2. procesul cu perioada de incubație $b > 1$.

derea în timp a factorului (P—C); de aceea viteza V, după ce atinge o valoare maximă, scade din nou.

În acest caz avem perioadă de incubație (*fig. 2,* curba 2).

Din examinarea curbelor cineticii transformărilor la încălzire la fontele cu grafit nodular [12], [10], rezultă că aparent, în majoritatea cazurilor,

cinetica acestor transformări se înscrie în al doilea caz, cînd apare perioada de incubație și deci trebuie să avem $b > 1$.

1.5. **Influența temperaturii asupra cineticii proceselor.** Relațiile (7) și (8) s-au dedus în ipoteza că efectul termic nu este o funcție de temperatură. Această ipoteză este valabilă numai în cazul proceselor ce au loc într-un interval restrîns de temperatură.

În caz general, între parametrii cinetici a și b ai procesului și temperatură trebuie să existe o dependență funcțională :

$$a = f\ (T) \tag{35}$$

$$b = \varphi\ (T) \tag{36}$$

Pentru a satisface condițiile de dimensiuni în locul temperaturii, trebuie introdus un invariant care să conțină temperatura ca variabilă, ceea ce se îndeplinește dacă acceptăm că :

$$a = f_1\left(\frac{Q_a}{RT}\right) \tag{37}$$

$$b = \varphi_1\left(\frac{Q_b}{RT}\right) \tag{38}$$

în care :

T — temperatura în grade absolute °K,
Q_a și Q_b — parametri energetici (cal/mol),
R — constanta gazelor (cal/mol °K),
μ — coeficient care are aceeași dimensiune cu parametrul cinetic a $[T]^{-1}$.

Dacă și în acest caz se aplică principiile analizei dimensionale se obțin în final ecuațiile :

$$a = A f_T\left(\frac{Q_a}{RT}\right) \tag{39}$$

$$b = B\varphi_T\left(\frac{Q_b}{RT}\right). \tag{40}$$

Admițînd pentru funcțiile f_T și φ_T aceeași formă ca aceea admisă în cinetica chimică, pentru dependența coeficienților de viteză de temperatură rezultă :

$$a = A\ \exp\left(-\frac{Q_a}{RT}\right), \tag{41}$$

$$b = B\ \exp\left(-\frac{Q_b}{RT}\right) \tag{42}$$

care reprezintă *ecuațiile parametrilor cinetici ai procesului*. Pentru a obține ecuația anamorfozelor curbelor parametrilor cinetici ai procesului, se logaritmează relațiile (41) și (42) și se obțin :

$$\lg a = \lg A - \frac{Q_a \lg e}{R} \cdot \frac{1}{T}, \qquad (43)$$

$$\lg b = \lg B - \frac{Q_a \lg e}{R} \cdot \frac{1}{T}. \qquad (44)$$

Relațiile (43) și (44) în coordonatele $\frac{1}{T}$ abscisa și lg a, respectiv lg b ordonata, sînt ecuațiile unor drepte, din care se poate ușor calcula $Q_a : Q_b$; A și B.

În final, dacă în (32) înlocuim pe a și b date în (41) și (42), obținem expresia mărimii absolute a vitezei unui proces :

$$V = (P-C)\,A.B \exp\left(\frac{Q_a+Q_b}{RT}\right) \cdot \tau^{b-1}. \qquad (45)$$

3. ECUAȚIILE IZOTERMELOR TRANSFORMĂRII FERITEI ÎN AUSTENITA

Ecuațiile izotermelor transformării feritei în austenită la fonta cu grafit nodular, pentru temperaturi superioare intervalului eutectoid, se vor stabili ținînd seama de considerente expuse și de rezultatele încercărilor experimentale date în [12] și [10]. De remarcat că, în ceea ce privește transformările de faze, ele sînt redate și în diagrama din *figura 1*.

Izotermele vor fi calculate pe două căi :

a. Pe baza datelor privind modificarea în timp în condiții izoterme a microstructurii fixate prin răcire în aer sau călire.

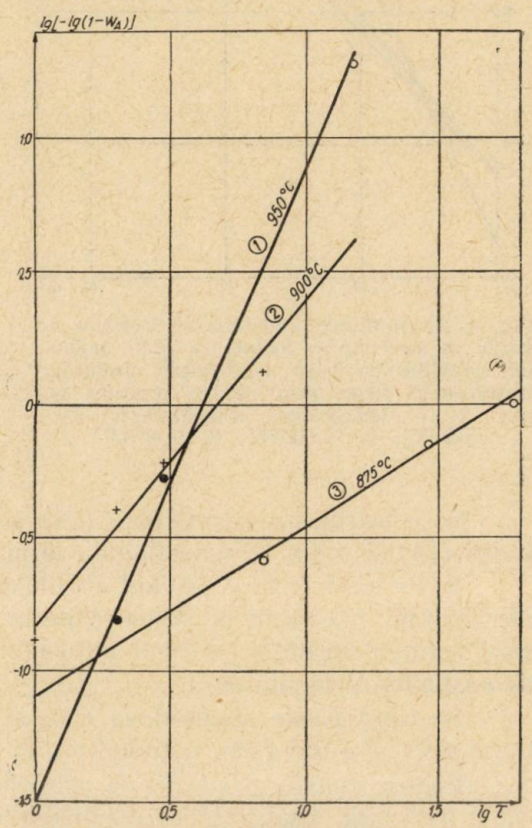


Fig. 3. Anamorfozele transformării izoterme a feritei în austenită la fontele cu grafit nodular, stabilite pe baza transformărilor microstructurale ; transformări fixate prin răcire la aer ; 1. — temperatura transformării t=950 °C ; 2. t= =900 °C și 3. t=875 °C.

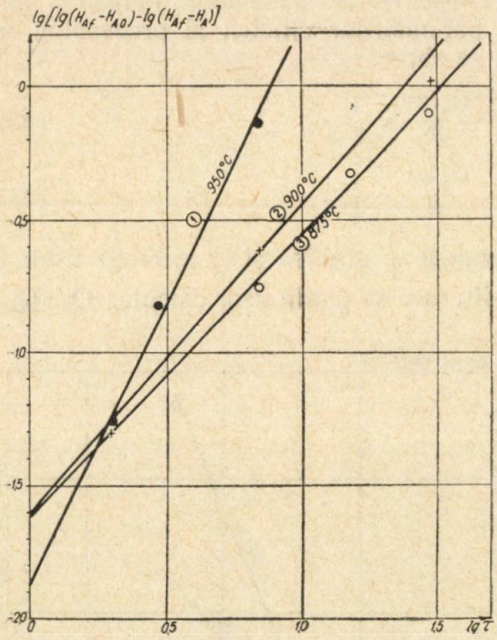


Fig. 4. Anamorfozele transformării izoterme a feritei în austenită la fontele cu grafit nodular, stabilite pe baza modificării durității; transformări fixate prin răcirea probelor la aer; 1. — temperatura transformării: t= =950 °C; 2. t=900 °C; 3. t=875 °C.

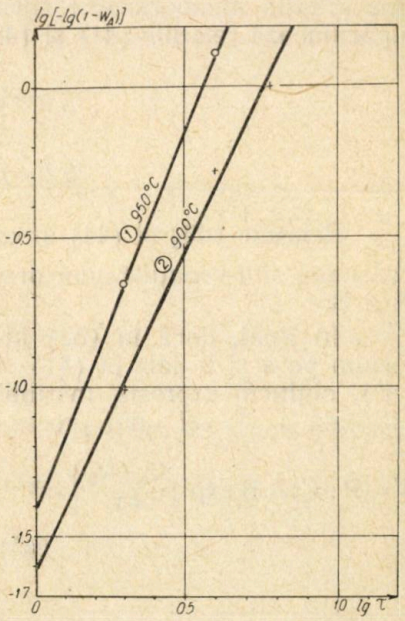


Fig. 5. Anamorfozele transformării izoterme a feritei în austenită la fontele cu grafit nodular, stabilite pe baza transformărilor microstructurale; transformări fixate prin călire: 1. temperatura transformării t= =950 °C; 2. t=900 °C.

Se construiește anamorfoza (23) și se calculează parametrii cinetici b din (24) și a din (25), obținîndu-se în final ecuații de forma (10).

b. Pe baza datelor privind modificarea în timp, în condițiile izoterme ale durității, măsurată pe probe răcite în aer (probele călite nu pot fi folosite, variația durității lor fiind influențată și de alți factori — cantitatea de austenită reziduală etc.)

Se construiește anamorfoza (26) și se calculează parametrii cinetici b din (27) și a din (28), obținîndu-se în final ecuațiile de forma (12).

Pentru transformările fixate prin răcire în aer — transformarea feritei în austenită nesaturată — rezultatele sînt date în tabela 1 și anamorfozele în *figurile 3* și *4*, iar pentru transformările fixate prin călire — transformarea feritei în austenită și saturarea ei în carbon — în tabela 2 și *figura 5*. Parametrii cinetici a și b stabiliți pe această bază (valori rotunjite în limitele preciziei determinărilor) sînt dați în tabela 3.

Tabela 1

Calculul anamorfozelor transformării izoterme a feritei în austenită la fonta cu grafit nodular (transformări fixate prin răcirea probelor în aer)

Temperatură transformare °C	τ min	lg τ	Determinări pe baza microstructurilor		Determinări pe baza durității	
			W_A %	lg [−lg (1−W_A)]	HB kgf/m²	lg [lg ($H_{Af}-H_{Ao}$) −lg ($H_{Af}-H_A$)]
950	1	0	0	−∞	180	−∞
	2	0,30103	30	−0,80870	200	−1,26472
	3	0,47712	70	−0,28158	240	−0,72343
	7	0,84510	85	−0,08415	320	−0,12301
	15	1,17609	97	1,28158	350	∞
900	0	−∞	0	−∞	180	−∞
	3	0,47712	25	−0,90330	195	−1,30586
	7	0,84510	60	−0,40020	240	−0,61432
	15	1,17609	70	−0,22033	300	−0,07309
	30	1,47712	95	−0,11348	310	−0,05930
	60	1,77815	100	∞	320	∞
875	0	−∞	0	−∞	180	∞
	7	0,84510	45	−0,58570	220	−0,75425
	15	1,17609	65	−0,34113	260	−0,32138
	30	1,47712	80	−0,15552	280	−0,10899
	60	1,77815	90	0	300	

Tabela 2

Calculul anamorfozelor transformării izoterme a feritei în austenită la fonta cu grafit nodular (transformări fixate prin călirea probelor)

Temperatură transformare °C	τ min	lg τ	Determinări pe baza microstructurii	
			W_A	lg [−lg (1−W_A)]
950	2	0,30103	40	−0,65443
	4	0,60206	95	0,11348
	6	0,77815	100	∞
900	2	0,30103	20	−1,01768
	4	0,60206	70	−0,28158
	6	0,77816	90	0
	8	0,90309	100	∞

Ținînd seama de cele stabilite anterior privind influența temperaturii asupra parametrilor cinetici a și b, relația (41) și (42), în tabela 4 este dat, conform relației (43) și (44), calculul anamorfozelor respective (*figura 6* și *7*).

Tabela 3

Parametrii cinetici a și b ai transformării izoterme a feritei în austenită la fontele cu grafit nodular

Transformarea	t °C	W_A %	Criteriul	a	b
F+Gr → A+Gr (transformarea fixată prin răcire în aer)	950	30—97	W	$7,10^{-2}$	2,4
			HB	$4,10^{-2}$	2,1
	900	25—95	W	$3,10^{-1}$	1,2
			HB	$6,10^{-2}$	1,2
	875	45—90	W	$2,10^{-1}$	0,7
			HB	$6,10^{-2}$	1,0
F+Gr A+Gr (transformarea fixată prin călire)	950	40—95	W	$9,10^{-2}$	2,5
	900	20—90	W	$6,10^{-2}$	2,1

Tabela 4

Influența temperaturii asupra parametrilor cinetici a și b la transformarea izotermă a feritei în austenită la fontele cu grafit nodular

t °C	$\frac{1}{T} 10^4$	Parametrii cinetici			
		a	lg a	b	lg b
Determinări pe baza probelor microstructurale					
950	8,1766	$7,10^{-2}$	−1,155	2,4	0,38021
900	8,5251	$3,10^{-1}$	−0,523	1,2	0,07918
875	8,7108	$2,10^{-1}$	−0,699	0,7	−0,15490
Determinări pe baza probelor de duritate					
950	8,1766	$4,10^{-2}$	−1,408	2,1	0,32222
900	8,5251	$6,10^{-2}$	−1,222	1,2	0,07918
875	8,7108	$6,10^{-2}$	−1,222	1,0	0

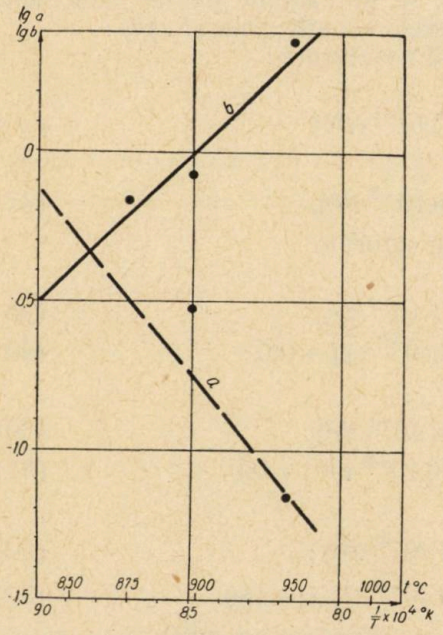


Fig. 6. Anamorfoza parametrilor cinetici a și b în cazul transformării feritei în austenită saturată, transformarea cercetată pe baza modificărilor microstructurale.

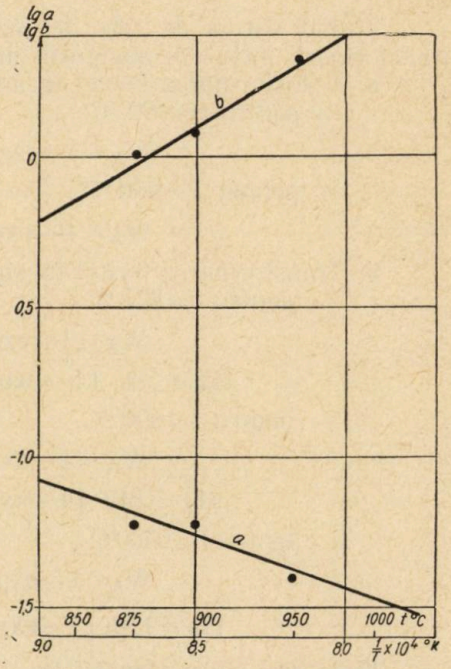


Fig. 7. Anamorfoza parametrilor cinetici a și b în cazul transformărilor feritei în austenită saturată, transformarea cercetată pe baza modificării durității.

După cum rezultă din *figurile 6* și *7* parametrul b se înscrie cu destulă precizie în relația (42) obținîndu-se :

Parametrii	Pe baza microstructurii	Pe baza durității
Q_b cal/mol	46 000	28 000
A l/mol	$3{,}1 \cdot 10^8$	$1{,}8 \cdot 10^5$

Parametrul cinetic a, obținut pe baza analizei microstructurale, nu se înscrie cu suficientă precizie în relația (41), putîndu-se lua în considerație numai valori orientative.

Parametrii	Pe baza microstructurii	Pe baza durității
Q_a cal/mol	(−60•000)	−16 000
A l/min	$(-2{,}5 \cdot 10^{-12})$	$6 \cdot 10^{-5}$

Ținînd seama de cele de mai sus, se pot admite pentru izotermele transformării feritei în austenită următoarele ecuații generalizate :

a. Transformarea feritei în austenită nesaturată :

— pentru t=900 °C

$$W_A = 1 - \exp\ (-7.10^{-2} \cdot \tau^{2,1}) \tag{46}$$

— pentru t=950 °C

$$W_A = 1 - \exp\ (-9.10^{-2}\ \tau^{2,5}). \tag{47}$$

b. Transformarea feritei în austenită saturată :

— pentru t=875 °C

$$W_A = 1 - \exp\ (-2.10^{-1}\ \tau^{0,7}) \tag{48}$$

$$H_A = 120\ [1 - \exp\ (-6.10^{-2}\ \tau)] + 180\ ; \tag{49}$$

— pentru t=900 °C

$$W_A = 1 - \exp\ (-3.10^{-1}\ \tau^{1,2}) \tag{50}$$

$$H_A = 140\ [1 - \exp\ (-6.10^{-2}\ \tau^{1,2}] + 180 \tag{51}$$

— pentru t=950 °C

$$W_A = 1 - \exp\ (-7.10^{-2}\ \tau^{2,4})\ ; \tag{52}$$

$$H_A = 170\ [1 - \exp\ (-4.10^{-2}\ \tau^{2,1})] + 180 \tag{53}$$

Dependențele parametrilor cinetici de temperatură fiind date de relațiile :

— pentru transformarea cercetată pe bază de microstructură :

$$a = -2{,}5.10^{-12} \cdot \exp\left(\frac{60\,000}{RT}\right), \tag{54}$$

$$b = 3{,}1.10^{8} \cdot \exp\left(\frac{46\,000}{RT}\right), \tag{55}$$

— pentru transformarea cercetată pe baza modificării densității :

$$a = -6.10^{-5} \cdot \exp\left(\frac{16\,000}{RT}\right), \tag{56}$$

$$b = 1{,}8.10^{5} \cdot \exp\left(\frac{28\,000}{RT}\right). \tag{57}$$

4. ECUAȚIILE IZOTERMELOR GRAFITIZĂRII CEMENTITEI

Ecuațiile izotermelor grafitizării cementitei la fonta cu grafit nodular se vor calcula pentru grafitizarea cementitei primare, transformare care are loc la temperaturi superioare intervalului transformării eutectoide și pentru grafitizarea cementitei secundare, transformare care are loc la temperaturi inferioare intervalului transformării eutectoide. Ele se vor stabili pe

Tabela 5

Calculul anamorfozelor grafitizării izoterme a cementitei la fontele cu grafit nodular

Temperatură transformare °C	τ min	lg τ	Determinări pe baza microstructurii		Determinări pe baza durității	
			W_C%	lg (−lg W_C)	HB kgf/m²	lg [lgH_{CO}−H_{cf}) −(H_c−H_{cf})]
950	15	1,17609	57	−0,61261	385	−1,36900
	45	1,65321	25	−0,22033	309	−0,43739
	105	2,02119	8	0,04017	245	0,17760
	150	2,17609	0	∞	240	∞
900	10	1,00000	100	∞	400	−∞
	30	1,47712	50	−0,52140	380	−1,23665
	60	1,77815	20	−0,15552	332	−0,61915
	120	2,07918	10	0	265	−0,09357
	200	2,30103	0	∞	240	0,08063
850	30	1,47712	94	−1,55658	—	—
	60	1,77815	80	−1,01768	390	−1,55238
	90	1,95424	50	−0,52140	370	−1,04489
	180	2,25527	33	−0,28525	309	−0,43739
	240	2,38021	26	−0,22512	265	−0,09357
	300	2,47712	14	−0,06869	250	−0,17760
750	7	0,84510	90	−1,33999	255	−1,07407
	15	1,17609	60	−0,65443	245	−0,82025
	22	1,34242	15	−0,08415	225	−0,48489
	30	1,47712	10	0	205	−0,20176
	120	2,07918	0	∞	187	∞
700	15	1,17609	99	−2,32331	270	—
	30	1,47712	85	−1,17496	245	−0,82025
	45	1,65321	70	−0,80870	225	−0,48498
	60	1,77815	55	−0,58570	215	−0,34457
	120	2,07918	5	−0,11348	187	0,21200
650	60	1,77815	99	−2,32331	260	−1,26272
	120	2,07918	90	−1,33999	240	−0,72342
	180	2,25527	70	−0,80870	225	−0,48498
	240	2,38021	50	−0,52163	214	−0,34457
	390	2,59106	10	0	196	−0,05159
	570	2,75585	5	−0,11348	187	−0,21200

baza rezultatelor încercărilor experimentale date în [10] și [12], parțial pe cele date de diagrama din *figura 1.*

Izotermele vor fi calculate pe două căi:

a. Pe baza datelor privind modificarea în timp, în condiții izoterme, a microstructurii, construindu-se anamorfozele (17) și calculînd parametrii cinetici b din (18) și a din (19), obținînd în final ecuațiile de forma (9).

b. Pe baza datelor privind modificarea în timp, în condiții izoterme, a durității, calculîndu-se anamorfoza (20) și calculînd parametrii cinetici b din (21) și a din (22), obținînd în final ecuațiile de forma (11).

Rezultatele calculului anamorfozelor sînt date în tabela 5, iar parametrii cinetici a și b în tabela 6. Anamorfozele respective sînt date în *figurile 7—10.*

Tabela 6

Parametrii cinetici b și a ai grafitizării izoterme a cementitei, la fontele cu grafit nodular

Transformare	t °C	W_C %	Criteriul	b	a
$C_I + A + Gr \rightarrow A + Gr$	950	57—0	W_C	0,8	$6{,}1 \cdot 10^{-2}$
			HB	1,9	$9{,}10^{-4}$
	900	50—0	W_C	0,8	$5{,}4 \cdot 10^{-2}$
			HB	1,9	$2{,}2 \cdot 10^{-4}$
	850	94—50	W_C	2,2	$3{,}7 \cdot 10^{-3}$
			HB	3,5	$3{,}7 \cdot 10^{-8}$
		50—14	W_C	0,8	$1{,}8 \cdot 10^{-2}$
			HB	2,0	$2{,}8 \cdot 10^{-5}$
$(C_{II} + F)_e \rightarrow F + Gr$	750	90—0	W_C	2,2	$1{,}8 \cdot 10^{-3}$
			HB	1,4	10^{-2}
	700	99—0	W_C	2,3	$3{,}7 \cdot 10^{-5}$
			HB	1,3	$4{,}6 \cdot 10^{-3}$
	650	99—0	W_C	2,4	$1{,}2 \cdot 10^{-6}$
			HB	1,3	$8{,}2 \cdot 10^{-4}$

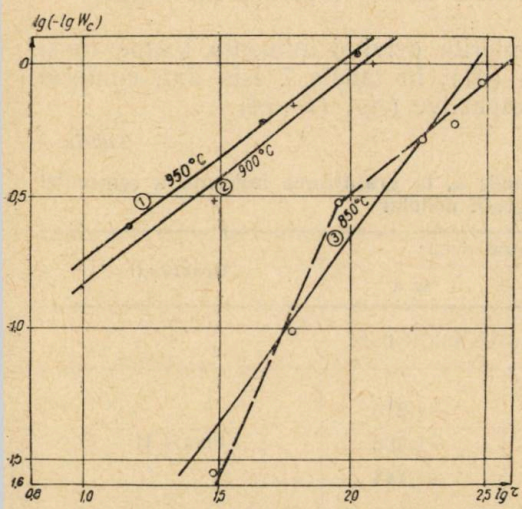


Fig. 8. Anamorfoza grafitizării izoterme a cementitei primare stabilite pe baza transformărilor microstructurale: 1. temperatura transformării 950 °C; 2. t=900 °C; 3. t=850 °C.

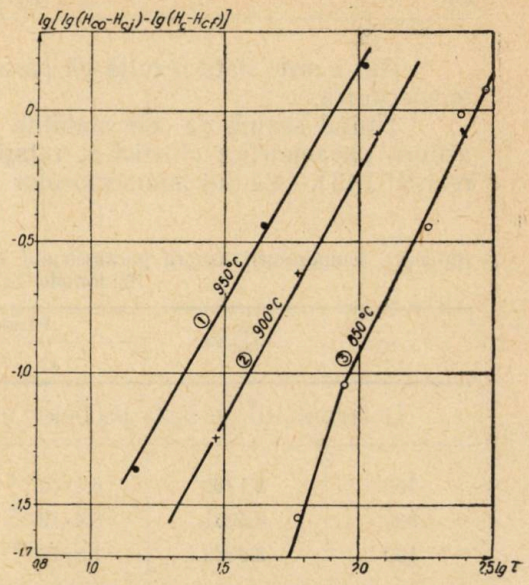


Fig. 9. Anamorfozele grafitizării izoterme a cementitei primare stabilite pe baza modificării durității: 1. temperatura transformării 950 °C; 2. t=900 °C; 3. t=850 °C.

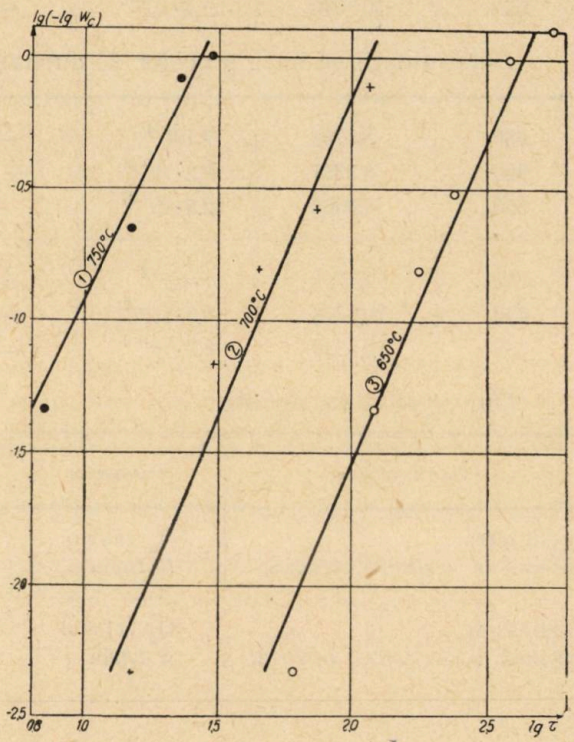


Fig. 10. Anamorfozele grafitizării izoterme a cementitei secundare stabilite pe baza transformărilor microstructurale: 1 temperatura transformării 750 °C; 2 t=700; 3 t=650 °C.

Din aceste date rezultă că parametrul cinetic b practic nu depinde de temperatură.

Ținînd seamă de cele stabilite anterior privind influența temperaturii asupra parametrilor cinetici a, relația (41), în tabela 7 este dat, conform relației (43), calculul anamorfozelor respective (*fig. 11—14*).

Tabela 7

Influența temperaturii asupra parametrului cinetic a, la grafitizarea izotermă a cementitei la fontele cu grafit nodular

t °C	$\frac{1}{T}10^4$	Parametrul cinetic		Observații
		a	lg a	
Determinații pe baza probelor microstructurale				
950	8,1766	$6,1 \cdot 10^{-2}$	−1,215	Figura 11
900	8,5251	$5,4 \cdot 10^{-2}$	−1,268	
850	8,9003	$1,8 \cdot 10^{-2}$	−1,745	
750	9,7751	$1,8 \cdot 10^{-3}$	−2,745	Figura 12
700	10,2775	$3,7 \cdot 10^{-5}$	−4,432	
650	10,8340	$1,2 \cdot 10^{-6}$	−5,921	
Determinații pe baza probelor de duritate				
950	8,1766	$9,10^{-4}$	−3,046	Figura 13
900	8,5251	$2,2 \cdot 10^{-4}$	−3,658	
850	8,9003	$2,8 \cdot 10^{-5}$	−4,553	
750	9,7751	$1 \cdot 10^{-2}$	−2,000	Figura 14
700	10,2775	$4,6 \cdot 10^{-3}$	−2,337	
650	10,8340	$8,2 \cdot 10^{-4}$	−3,086	

Din aceste date rezultă :

Transformarea	Parametru	Pe baza microstructurii	Pe baza durității
Grafitizarea izotermă a cementitei primare	Q_a cal/mol	33 000	92 000
	A 1/min	$6 \cdot 10^4$	$2 \cdot 10^{13}$
Grafitizarea izotermă a cementitei secundare	Q_a cal/mol	132 000	46 000
	A 1/min	10^{25}	$7 \cdot 10^7$

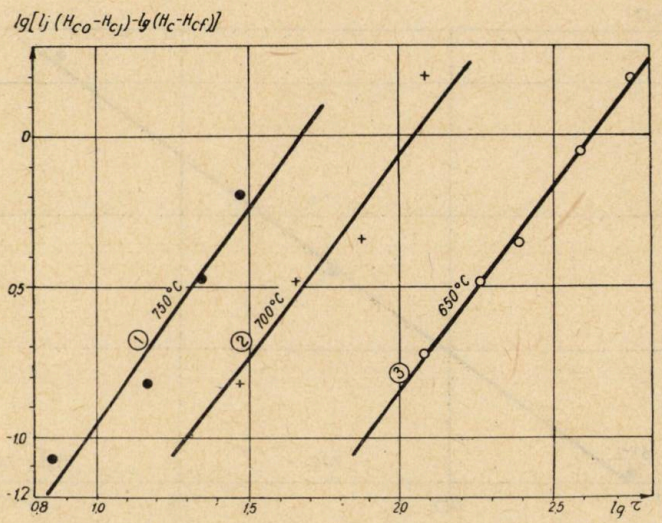


Fig. 11. Anamorfozele grafitizării izoterme a cementitei secundare stabilite pe baza modificărilor durității: 1. temperatura transformării 750 °C; 2. t=700 °C; 3. t=650 °C.

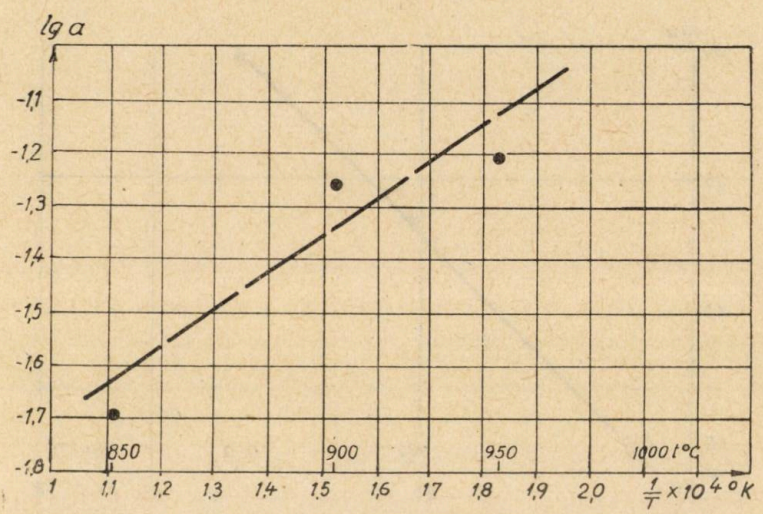


Fig. 12. Anamorfozele parametrului cinetic a în cazul grafitizării izoterme a cementitei primare, transformarea cercetată pe baza modificărilor microstructurale.

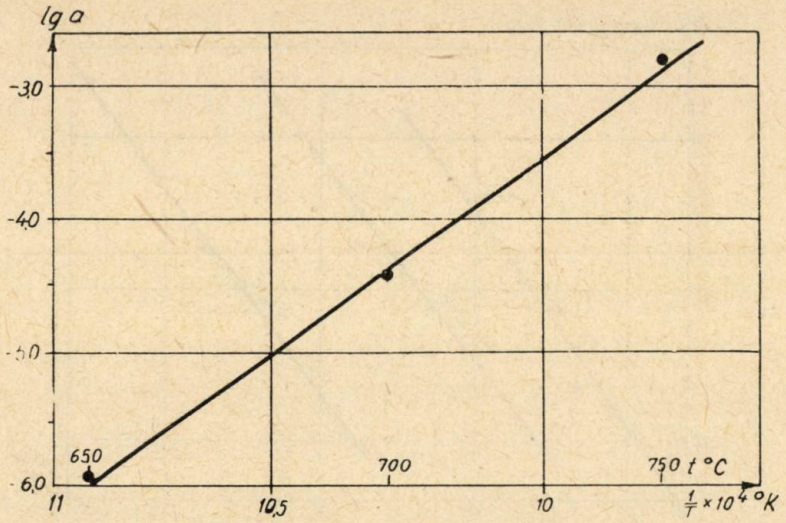


Fig. 13. Anamorfoza parametrului cinetic a în cazul grafitizării izoterme a cementitei secundare, transformarea cercetată pe baza modificărilor microstructurale.

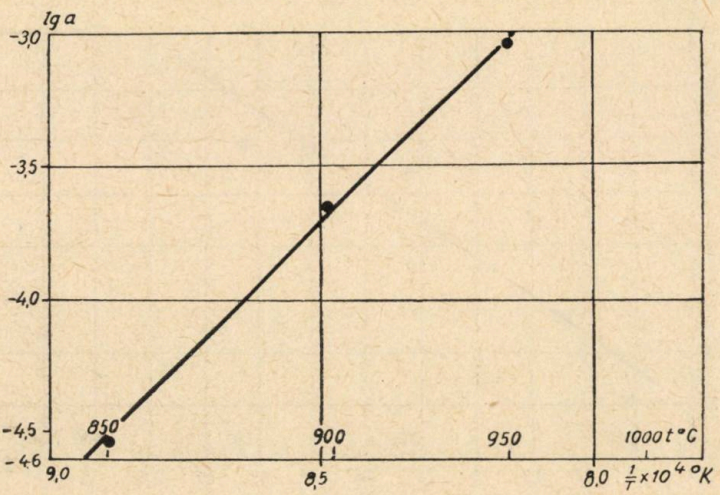


Fig. 14. Anamorfoza parametrului cinetic a în cazul grafitizării izoterme a cementitei primare, transformarea cercetată pe baza modificării durității.

Ținînd seama de cele de mai sus se pot admite pentru izotermele grafitizării cementitei următoarele ecuații generalizate :

a. Grafitizarea cementitei primare :

— pentru t = 950 °C ; (W_c = 57—0%)

$$W_c = \exp(-6{,}1 \cdot 10^{-2} \tau^{0{,}8}) \quad (58)$$

$$HC = 160 \exp(-9{,}10^{-4}\tau^{1{,}9}) + 240 \quad (59)$$

— pentru t = 900 °C ; (W_c = 50—0%)

$$W = c\exp(-5{,}4 \cdot 10^{-2}\tau^{0{,}8}) \quad (60)$$

$$HC = 160 \exp(-2{,}2 \cdot 10^{-4}\tau^{1{,}9}) + 240 \quad (61)$$

— pentru t = 850 °C ; (W_c = 94—50%)

$$W_c = \exp.(-3{,}7 \cdot 10^{-5}\tau^{2{,}2}) \quad (62)$$

$$HC = 160 \exp(-3{,}7 \cdot 10^{-8}\tau^{3{,}5}) + 240 \quad (63)$$

— pentru t = 850 °C ; (W_c = 50—14%)

$$W_c = \exp.(-1{,}8 \cdot 10^{-2}\tau^{0{,}8}) \quad (64)$$

$$HC = 160 \exp(-2{,}8 \cdot 10^{-5}\tau^{2}) + 240 \quad (65)$$

b. Grafitizarea cementitei secundare :

— pentru 750 °C ; (W_c = 90—0%)

$$W_c = \exp(-1{,}8 \cdot 10^{-3}\tau^{2{,}2}) \quad (66)$$

$$HC = 85 \exp(-10^{-2}\tau^{1{,}4}) + 185 \quad (67)$$

— pentru 700 °C ; (W_c = 99—0%)

$$W_c = \exp.(-3{,}7 \cdot 10^{-5}\tau^{2{,}3}) \quad (68)$$

$$HC = 85 \exp(-4{,}6 \cdot 10^{-3}\tau^{1{,}3}) + 185 \quad (69)$$

— pentru 650 °C ; (W_c = 99—0%)

$$W_c = \exp(-1{,}2 \cdot 10^{-6}\tau^{2{,}4}) \quad (70)$$

$$HC = 85 \exp(-8{,}2 \cdot 10^{-4}\tau^{1{,}3}) + 185 \quad (71)$$

Parametrul cinetic b nu depinde de temperaturi, iar dependența parametrului cinetic a de temperatură, este dată de relațiile :

a. Grafitizarea cementitei primare,

— pentru transformarea cercetată pe bază de microstructură

$$a = 6 \cdot 10^{4} \exp\left(-\frac{33\,000}{RT}\right) \quad (72)$$

— pentru transformarea cercetată pe bază de duritate

$$a = 2 \cdot 10^{13} \exp\left(-\frac{92\,000}{RT}\right) \tag{73}$$

b. Grafitizarea cementitei secundare,

— pentru transformarea cercetată pe bază de microstructuri

$$a = 10^{25} \exp\left(-\frac{132\,000}{RT}\right) \tag{74}$$

— pentru transformarea cercetată pe bază de duritate

$$a = 7 \cdot 10^{7} \exp\left(-\frac{46\,000}{RT}\right) \tag{75}$$

5. DISCUTAREA REZULTATELOR ŞI CONCLUZII

Folosind analiza dimensională şi similitudinea fizică, se obţin ecuaţiile transformărilor izoterme care, în funcţie de parametrul care se foloseşte pentru descrierea transformării, iau formele (7) sau (8), iar pentru studiul transformărilor izoterme la încălzire la fontele cu grafit nodular iau formele (9), (10), (11) sau (12). Parametrii cinetici a şi b a transformărilor sînt daţi de relaţiile (45) şi (46).

Ecuaţiile transformărilor izoterme au caracter de generalitate, corespund ecuaţiilor fizico-matematice şi ţin seama de condiţii de unicitate. Ele au fost verificate cu destulă precizie, folosind datele experimentale obţinute pentru toate transformările studiate [12], [10]. Totodată s-a stabilit pentru fiecare transformare, valoarea parametrilor cinetici a şi b.

Ipotezele admise privind dependenţa parametrilor cinetici de temperatură s-au verificat cu suficientă precizie în toate cazurile, afară de parametrul a obţinut pe baza microstructurală, în cazul transformării feritei în austenită, la care dispersia rezultatelor este prea mare (*fig. 9*). Nu s-a putut stabili influenţa vreunui factor secundar ce ar putea explica această abatere.

Relaţiile (7), (8) şi (45), (46) sînt relaţii generale care permit studierea transformărilor izoterme în stare solidă şi la alte aliaje.

Ecuaţiile stabilite ale transformărilor izoterme la încălzire a fontelor cu grafit modular (46)—(75) pot fi folosite în locul diagramelor transformărilor izoterme la încălzire ca cele din *figura 1* [9], [10], [8] pentru rezolvarea unor probleme practice.

Se menţionează că ecuaţiile transformărilor izoterme în cazul particular al grafitizării fontelor albe, au fost stabilite pe alte baze şi verificate experimental şi de alţi autori, care, pornind de la considerente cinetice şi luînd în consideraţie unele particularităţi ale transformărilor, au ajuns la relaţii care au structuri apropiate.

Astfel J. Burke și W. S. Owen [1] au propus o relație semiempirică, similară cu relația stabilită de M. Avrami pentru recristalizare :

$$W' = 1 - \exp(-K\tau^n). \tag{76}$$

M. Ferry [5] a propus relația :

$$\frac{W'}{1-W'} = K\tau^{a+3K}. \tag{77}$$

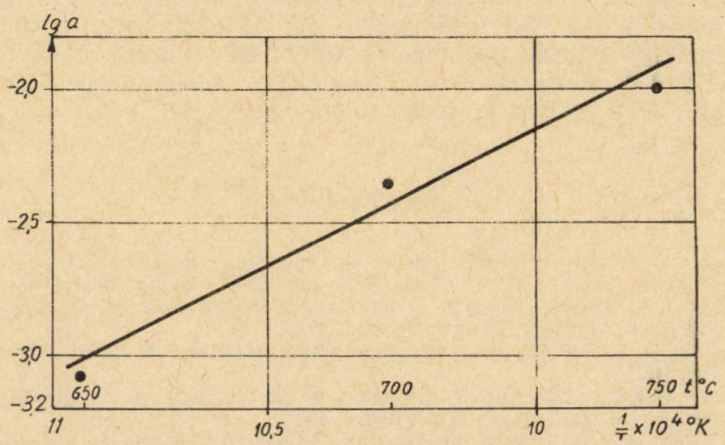


Fig. 15. Anamorfoza parametrului cinetic a în cazul grafitizării izoterme a cementitei secundare, transformare cercetată pe baza modificărilor durității.

Iar N. G. Ghirșovici [6], pe baza unor considerente teoretice, relația :

$$W' = 1 - \exp(-K\tau^{a+3b}) \tag{78}$$

în care :

W' — parte din transformarea efectuată ($W' = 1 - W$).

După cum au arătat J. Piaskowski și N. G. Ghirșovici [6], relațiile de mai sus duc la izoterme care au forme foarte apropiate.

Relațiile stabilite de autor au o formă similară, avînd însă un caracter mai general, cuprinzînd pe lîngă grafitizarea cementitei primare și secundare și austenitizarea. Totodată s-au stabilit relații care în loc de cantitate de fază transformată W folosesc drept parametru al transformării variația durității (11) și (12) sau a oricărui alt parametru (7) și (8), precum și relațiile (41) și (42) de dependență a parametrilor cinetici a și b de temperatură.

Parametrii cinetici obținuți pe baza transformărilor microstructurale și pe baza celor de duritate nu sînt egali. În toate cazurile ei indică însă dependența în funcție de temperatură de aceeași natură, concluziile care

s-au tras fiind confirmate deci pe baza cercetării variaţiei a doi parametrii (W şi H), ceea ce întăreşte valabilitatea acestora.

Este prematur să se stabilească dependenţe cantitative între parametrii cinetici obţinuţi prin cercetarea transformărilor izoterme, folosind drept parametru microstructura sau duritatea. Se consideră că pentru aceasta sînt necesare cercetări speciale. Stabilirea unei astfel de dependenţe ar prezenta interes, avîndu-se în vedere că în prezent pe baza valorilor coeficientului b obţinut prin probe microstructurale putem avea indicaţii asupra naturii transformării (procesul elementar care o controlează) [1], [6], lucru ce n-a fost însă stabilit pentru coeficientul b obţinut prin probe de duritate, criteriu introdus de autor. În schimb construirea izotermelor unei transformări pe baza probelor de duritate este incomparabil mai accesibilă decît pe baza probelor microstructurale.

BIBLIOGRAFIE

1. Burke, J., W. S. Owen (194), Kinetics of First-Stage graphitisation in Iron-Carbon--Silicon Alloys. *Journal of the Iron and Steel Institut.* Febr. 147—155.
2. Kazeev, S. A. (1956), *Kinetika v prilojenii k metallovedeniu.* Oboronghiz.
3. Davidescu, A. (1964), *Termotehnica,* E.D.M.
4. Diakonov, G. K. (1956), *Voprosî teorii podobia v oblasti fizico-himiceskih proţessov.* Izd. A. N.
5. Ferry, M. (1957), Contribution à l'étude de la cinétique de la graphitisation des fontes blanches. *Fonderie, 141,* 445—457.
6. Ghirşovici, N. G. (1966), *Kristallizaţia i svoistra ciuguna v otlivkah.* Maşinostroenie.
7. Juhoviţkii, A. A., L. A. Svarţman (1967), *Fiziceskaia chimia.* Metallurgisdat.
8. Raşeev, D (1959), Diagrama transformării izotermice la încălzire a fontei cu grafit nodular. *Analele R. S., 3,* 131—140.
9. Raşeev, D. (1958), Diagramî izotermiceskogo prevrascenia pri nagreve ciuguna s globularnîm grafitom, *M.i.O.M., 10,* 5—10.
10. Raşeev, D. (1958), Transformări izotermice în stare solidă, la fonte cu grafit nodular. *Bulet. I.P.G.G.,* **4,** 175—209, **5,** 301—311.
11. Raşeev, D. (1952), Tratamentul termic al fontelor cu grafit globular. *Studii şi cercetări de mecanică şi metalurgie.* Acad. R.P.R., **3,** *1—2.*
12. Raşeev, D. (1957), Unele probleme ale cineticii transformărilor izotermice cu grafit nodular. *Studii şi cercetări de metalurgie.* Acad. *R.P.R.,* **2,** *3.*

Primit la redacţie la 20 mai 1967.

IMPORTANȚA STĂRII DE TENSIUNE MULTIAXIALE ȘI COMPORTAREA LA RUPERE A OȚELURILOR

A. KRISCH

Institutul pentru cercetarea metalelor feroase „Max Planck", Düsseldorf, R.F. a Germaniei

Reprezentînd curbele caracteristicilor de rezistență în funcție de temperatură, pentru o epruvetă multiaxial solicitată, se obțin diagrame cu totul diferite pentru rezistența la întindere reală, rezistența la întinderea convențională, capacitatea de deformare pînă la rupere sau lucrul mecanic pînă la rupere. Aceste diagrame pot avea semnificații diferite, depinzînd de posibilitatea cunoașterii directe a forțelor sau prin calculul acestora din diferite produse dintre forță și deplasare. Aceste diagrame urmează să fie trasate pentru diferitele stări de tensiune. Pentru o teorie de rupere sînt determinante tensiunile locale la inițierea ruperii. Punctul de inițiere a ruperii nu corespunde în toate cazurile cu punctul în care se produce tensiunea maximă longitudinală în secțiunea periculoasă. O informație suplimentară ar putea fi obținută din modificarea tensiunilor în cursul procesului de rupere.

Rezistența unui material se caracterizează în general prin limita de curgere și prin rezistența la rupere *. Aceste caracteristici se referă însă numai la un caz special de solicitare și anume la solicitarea la întindere monoaxială. În realitate însă, în organele de mașini și în construcțiile din oțel se produc solicitări triaxiale, astfel încît încercarea unei construcții poate duce la rezultate sensibil diferite de cele ale încercării la întindere a materialului din care este realizată construcția.

Transpunerea rezultatelor de laborator asupra construcției reale este îngreunată prin aceea că tehnicile de încercare de care dispunem nu permit de obicei să menținem nemodificată solcitarea mono-, bi- sau triaxială pînă la ruperea epruvetei. Acest fenomen se produce și la încercarea la întindere — un caz tipic al unei solicitări monoaxiale — la care la atingerea limitei de curgere în zona gîtuită se produc abateri de la starea de tensiune presupusă monoaxială [1], [2]. Chiar și la încercările la presiune interioară, starea de tensiune biaxială nu poate fi menținută decît în partea exterioară

---

* $\sigma_r = \frac{P_{max}}{A_0}$ rezistența la rupere convențională ; P_{max} — forța maximă, A_0 — secțiunea inițială.

a unei epruvete tubulare ; în momentul în care se produce burdușirea epruvetei, în secțiunea transversală a tubului apar tensiuni suplimentare [3]. Stările de tensiune triaxiale nu pot fi realizate practic decît concomitent cu vîrfurile de tensiune, deci cu o distribuție neuniformă de tensiune, așa cum se produc, bunăoară, în crestături. Interpretarea încercărilor la întindere cu epruvete încrestate este îngreunată deoarece influența tensiunii longitudinale neuniform distribuite și influența stării de tensiune multiaxiale, nu pot fi separate. Epruveta cubică solicitată la tracțiune pe toate fețele, folosită de *Welter* [4] și mai tîrziu și de *autorul* prezentei lucrări [5], prezintă același dezavantaj.

Diagrame de rezistență, de deformație și de lucru mecanic de rupere

Dificultățile legate de realizarea unei stări de tensiune bine definite, mono-, bi- sau triaxiale, și de menținerea acestei stări de tensiune într-un domeniu mare de deformații, pe cît posibil chiar pînă la rupere, fac să nu fie posibilă încă astăzi trasarea unei diagrame complete a rezistenței, în funcție de toate stările de tensiune posibile. De fapt, pentru aceasta este necesară o diagramă multidimensională a rezistenței la deformare, pentru diferitele deformații (curba de curgere) în funcție de toate combinațiile posibile ale tensiunilor principale, ale deformațiilor principale, de vitezele deformațiilor principale și de temperatură.

Tensiunile și deformațiile se combină în general cu ajutorul ipotezei tensiunilor tangențiale maxime [6] sau cu ipoteza energiei modificatoare a formei [7], [8]. Această combinare este posibilă nu numai pînă la limita de curgere, așa cum rezultă din formularea inițială a ipotezelor amintite, ci și pînă mult dincolo de punctul corespunzător forței maxime din diagramă [3]. Aceste ipoteze nu spun însă nimic despre deformația posibilă pînă la ruperea materialului și nici despre punctul de rupere în sine. În funcție de starea de tensiune și de temperatura de încercare, deformația la rupere poate fi mai mare sau mai mică. Ea poate fi chiar mai mică decît deformația corespunzătoare forței maxime, în cazul tracțiunii monoaxiale față de o altă stare de tensiune. În cazul limită, deformația poate să scadă pînă aproape de zero, obținîndu-se astfel ruperea fragilă.

În ultimele decenii au fost depuse eforturi deosebite pentru cercetarea condițiilor de apariție a ruperilor fragile și cum oțelul nealiat cu conținut redus de carbon este unul dintre materialele cele mai frecvent folosite, majoritatea cercetărilor în această direcție s-au referit la oțel moale. Sinteza cercetărilor arată că deformația la rupere se micșorează sub acțiunea solicitărilor multiaxiale, a temperaturilor joase și a vitezelor mari de deformație, putînd ajunge uneori aproape de zero [9], dar că azi limitele pentru aceste temperaturi și viteze se pot evalua foarte dificil.

În literatura de specialitate se găsesc numeroase cazuri de ruperi în exploatare cu deformații foarte mici la construcții din oțel : vapoare, po-

duri etc. [10]—[13], însă numai în cazuri excepționale se pot cunoaște forțele și tensiunile la care s-a produs ruperea. De asemenea, pentru multe metode de determinare a susceptibilității la rupere fragilă nu există o analiză a stării de tensiune care se produce. Chiar și asupra tensiunilor produse în epruvetele de reziliență au fost întreprinse puține cercetări, cu toate că această încercare a avut un rol important în ameliorarea calității oțelurilor [14]. Datorită lipsei calculului tensiunilor, numeroasele cercetări făcute pot fi sistematizate foarte greu într-un ansamblu unitar.

Lucrul mecanic de lovire, stabilit la încercarea de reziliență, asupra căreia se limitează cele mai multe determinări, prezintă o dependență nefavorabilă întîlnită numai la unele stări triaxiale de tensiune. În apropierea temperaturii normale, reziliența scade sensibil.

În prima aproximație, cel puțin la valori mici ale lucrului mecanic de lovire, reziliența poate fi considerată proporțională cu deformația. La valori mai mari ale lucrului mecanic specific de lovire crește nu atît deformația, cît volumul deformat [15]. Se poate observa aproape întotdeauna, cu ochiul liber și la valori mai mici ale rezilienței, la colțurile încrestării, o deformație relativ însemnată, cîtă vreme la mijlocul suprafeței de rupere nu apar deformații. Aceasta corespunde cu observațiile asupra începutului fisurării, în sensul că primele fisuri microscopice nu pornesc de la marginea epruvetei ci de la mijlocul ei, deci în porțiunea nedeformată [16]. În porțiunea centrală a epruvetei, deși există tensiuni în toate cele trei direcții, dar cu siguranță nu atît de mari ca cele de la baza încrestării, unde, datorită efectului de încrestare, ne putem aștepta la vîrfuri de tensiune, însă numai într-o stare biaxială, deoarece tensiunea perpendiculară pe suprafața epruvetei trebuie să fie egală cu zero.

Modificarea razei de curbură a crestăturii epruvetei de reziliență, precum și modificarea mărimii absolute a epruvetei, produc și modificarea poziției curbei variației rezilienței în funcție de temperatură, în sensul că aceasta se deplasează spre valorile mai mari sau mai mici ale temperaturii O dependență asemănătoare a curbei tenacității în funcție de temperatură, deplasată însă spre temperaturi mai mari sau mai mici, se înregistrează adeseori și la multe altele dintre încercările speciale pentru determinarea sudabilității oțelurilor [10]—[12]; de exemplu la încercarea *Robertson*, respectiv la aceea după *Pellini*.

Curba de reziliență, aceea a lungimii fisurilor la încercarea Robertson sau alte curbe asemănătoare în funcție de temperatură, pot fi foarte utile în ce privește aprecierea siguranței unei construcții, deoarece reprezintă posibilități certe de evidențiere a capacității de deformare a materialelor în anumite condiții. Ele însă nu prezintă informații asupra forțelor și tensiunilor care au dus la ruperea epruvetei în aceste condiții speciale. La trecerea de la valorile maxime la valorile minime ale tenacității, variația forțelor și a tensiunilor reale de rupere este mică, chiar dacă deformația sau lucrul mecanic de deformație se micșorează considerabil [17]. Curbele

de rezistență, reprezentate de exemplu în funcție de temperatură, vor avea aluri foarte diferite — în funcție de starea de tensiune considerată — pentru rezistența la rupere reală *, rezistența la rupere, capacitatea de deformare pînă la rupere sau lucrul mecanic de deformație. De aceea trebuie să se facă o deosebire riguroasă între aceste diagrame, în vederea aprecierii calității unui material sau a siguranței unei construcții ; trebuie să se stabilească și evalueze, pe cît posibil *toate aceste diagrame,* pentru stările de tensiune care trebuie luate în considerare. Limitarea considerațiilor la numai una dintre diagrame poate duce la o apreciere unilaterală și la concluzii eronate.

Rezultate experimentale

Ca un prim exemplu se vor discuta caracteristicile de rezistență, de deformație și lucrul mecanic de rupere la încercările de întindere cu epruvete crestate și caracteristicile de rezistență și valoarea lucrului mecanic de rupere la încercările de rezilință pentru șase oțeluri diferite. S-au încercat trei oțeluri cu conținut diferit de carbon, elaborate încă înainte de anul 1930 și trei oțeluri moderne, propice pentru a fi folosite la temperaturi joase (tabela 1). În *figura 1* s-au reprezentat rezultatele încercărilor la întindere la temperaturi cuprinse între +20° și —195 °C. La toate oțelurile încercate, limita de curgere și rezistența la întindere cresc cu scăderea temperaturii. Rezistența la rupere reală, în schimb, crește la cele trei oțeluri mai vechi numai pînă la —120 °C, pentru a scădea apoi din nou la valori sub cele găsite la temperatura normală. Oțelurile cu conținut ridicat de aluminiu, care pot fi folosite la temperaturi joase, prezintă pînă la —195 °C o creștere continuă a rezistenței la rupere. În mod firesc contracția, respectiv alungirea la rupere a celor trei oțeluri mai vechi, atinge numai sub —120 °C valori mai scăzute — valorile intermediare lipsesc — în timp ce oțelurile calmate cu aluminiu, chiar la —195 °C, nu prezintă decît o micșorare neînsemnată a alungirii, respectiv a contracției la rupere. Oțelul aliat cu nichel, pentru care nu s-a determinat rezistența la rupere reală, prezintă pînă la —140 °C o contracție la rupere nemodificată.

Prin urmare, capacitatea bună de deformare a acestor oțeluri la încercarea la întindere, se menține pînă la temperaturi de cel puțin —120° sau —140 °C ; la oțelurile calmate cu aluminiu, aceste caracteristici rămîn nemodificate chiar pînă la —195 °C. Aceasta este valabil nu numai pentru solicitarea la întindere monoaxială, așa cum rezultă din alungirea la rupere, respectiv din alungirea uniformă, ci și pentru starea de tensiune în zona gîtuită la ruperea probei, deci la un raport dintre tensiunile longitudinale, tangențiale și radiale de 1 ; 0,3 : 0,3 [3]. Lucrul mecanic de rupere pe unitatea

* $\sigma_{rr} = \frac{P_r}{A}$ rezistența la rupere reală ; P_r — forța în momentul ruperii ; A — secțiunea gîtuită.

de volum, la încercarea la tracțiune, poate fi considerat în primă aproximație ca proporțional cu produsul dintre rezistența la rupere și alungirea la rupere ; o altă aproximație la calculul lucrului mecanic de rupere ar fi produsul dintre rezistența la rupere și alungire în zona gîtuită. Ambele valori ale lucrului mecanic de rupere (*fig. 2 a, b*) prezintă aproximativ aceeași dependență de

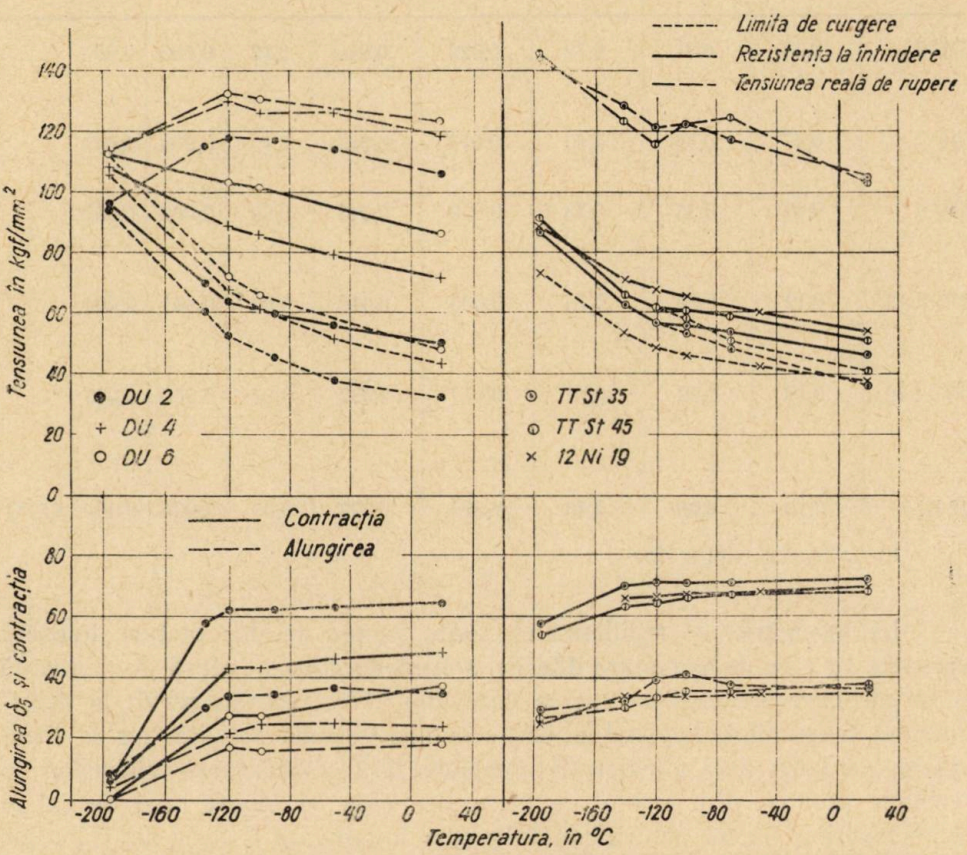


Fig. 1. Rezultatele încercărilor la întindere, obținute la șase oțeluri (tabela 1) în funcție de temperatură.

temperatură ca alungirea, respectiv contracția la rupere, deoarece rezistența la rupere între +20° și —195 °C variază mai puțin. Numai la cele trei oțeluri mai vechi se înregistrează, între —135° și —195 °C, o scădere a lucrului mecanic de rupere, în timp ce la oțelurile calmate cu aluminiu și la oțelul aliat cu nichel se constată o mică creștere pînă la —195 °C.

Analizele chimice, tratamentele termice și

Marca de oțel	Analiza chimică								
	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cu	% Al	% N	% Ni
DU 2	0,24	0,01	0,72	0,022	0,056	0,12	0,003	0,005	
DU 4	0,47	0,18	0,80	0,017	0,065	0,12	0,004	0,007	
DU 6	0,63	0,26	0,73	0,019	0,048	0,09	0,005	0,007	
TT St 35	0,12	0,26	0,70	0,035	0,019	0,09	0,041	0,004	
TT St 45	0,19	0,22	0,71	0,017	0,022	0,21	0,060	0,006	
12 Ni 19	0,10	0,26	0,46	0,013	0,029	0,09	0,004	0,008	4,57*)

*) 0,07% Cr ; 0,01% Mo.

La încercările de rezilienţă efectuate asupra acestor oţeluri, folosind epruvete cu raze de încrestare diferite, s-au determinat în afară de rezilienţă şi forţele necesare pentru ruperea epruvetei [17], care au servit la determinarea tensiunilor, folosind ecuaţiile pentru calculul solicitărilor la încovoiere, pe baza unei plasticizări complete fără considerarea vîrfurilor de tensiune produse prin efectul de încrestare (*fig. 3*). Acest mod de calcul este acoperitor tocmai pentru condiţiile care interesează — cele ale ruperilor cu deformaţii mici — deoarece la acestea se poate sconta mai degrabă pe o distribuţie elastică a tensiunilor şi deci pe tensiuni cu 50% mai mari decît cele arătate în figură. Cu epruvete de rezilienţă DVM, avînd raza de încrestare de 1 mm, a rezultat pentru patru dintre oţelurile încercate o scădere practic uniformă a rezistenţei de rupere la încovoiere : de la cca 100 kgf/mm^2 la temperatura normală, la 50—65 kgf/mm^2 la temperatura de —195 °C. Numai unul dintre oţelurile mai vechi a atins la —100 °C valoarea minimă de 40 kgf/mm^2 ; oţelul cu nichel a prezentat valori mai mari. Şi la asemenea

Tabela 1

proprietățile mecanice ale oțelurilor cercetate

Tratamentul termic	Proprietățile mecanice			
	Limita de curgere kgf/mm²	Rezistența la întindere kgf/mm²	Alungirea de rupere ($L_0=5d_0$) %	Contracția la rupere %
20 minute 900 °C/aer	32,2	50,1	34,6	64
20 minute 850 °C/aer	41,6	71,6	24,0	48
20 minute 800 °C/aer	48,4	86,1	17,6	36
10 minute 910 °C . . . . . 920 °C/aer	36,0	46,0	36,6	72
10 minute 890 °C . . . . . 900 °C/aer	40,6	50,4	36,6	68
30 minute 830 °C/aer 90 minute 610 °C/aer	37,1	53,8	34,6	69

solicitări nefavorabile, cum sînt cele care apar la epruvete încrestate solicitate la încovoiere, la rupere apar forțe și tensiuni foarte mari chiar și la temperaturile cele mai joase, așa cum s-a arătat mai demult în cazul încercărilor la încovoiere statică [18]. Această constatare poate fi de folos numai atunci cînd forțele care acționează asupra probei pot fi cunoscute. Dacă însă forțele rezultă din valoarea unui lucru mecanic, care în diferitele cazuri poate fi egal cu produsul dintre o forță mare și o deplasare mică, sau o forță mică și o deplasare mare, atunci — în cazul stărilor de tensiune asemănătoare cu cele ale probei de rezilienţă — determinantă va fi valoarea rezilienței, valoare care la oțelurile nealiate din această grupă va scădea aproape la zero la temperaturi cuprinse între —70° și —100 °C, parțial chiar și la temperaturi de la 0° pînă la —50 °C.

Alura diagramei tensiunilor de rupere în cazul stării de tensiune triaxiale a probelor de rezilienţă va fi deci considerabil diferită de aceea a diagramei lucrului mecanic de rupere, iar aceasta, la rîndul ei, se va deosebi

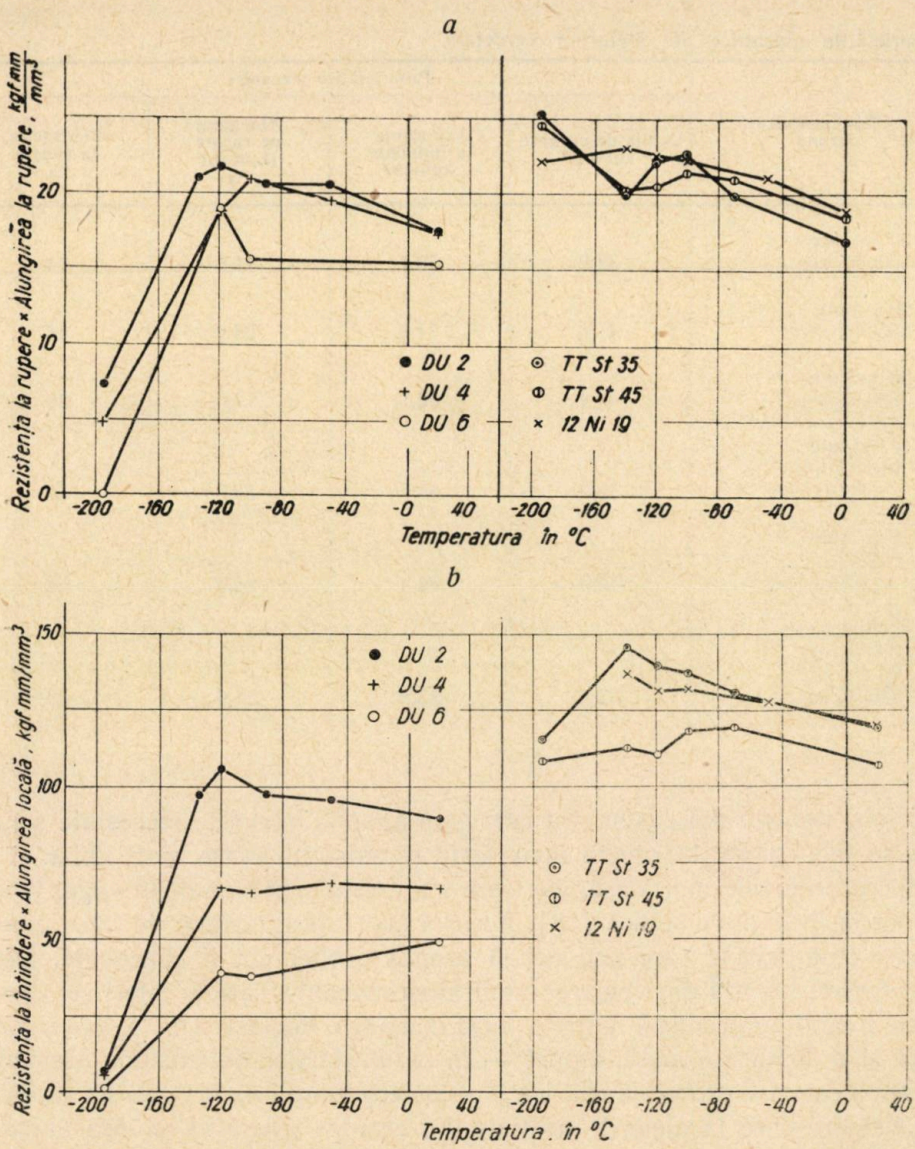


Fig. 2a, b. Variația lucrului mecanic de deformație la rupere, calculat aproximativ din produsul dintre rezistența la rupere și alungirea la rupere δ_5 (*fig. 2a*) și din produsul dintre rezistența la rupere și deformația locală în zona gîtuită (*fig. 2b*).

esențial de diagrama lucrului mecanic de rupere la solicitarea $\sigma_1 : \sigma_2 : \sigma_3 = 1 : 0{,}3 : 0{,}3$, care apare în zona gîtuită la încercarea de întindere. Temperaturile de tranziție, determinate din scăderea rezistenței, vor fi considerabil mai joase decît cele ce se obțin din variația deformației sau a lucrului mecanic de rupere.

Un alt exemplu de solicitare triaxială neomogenă este încercarea la întindere cu probe încrestate [19]. Chiar și la această încercare, care poate

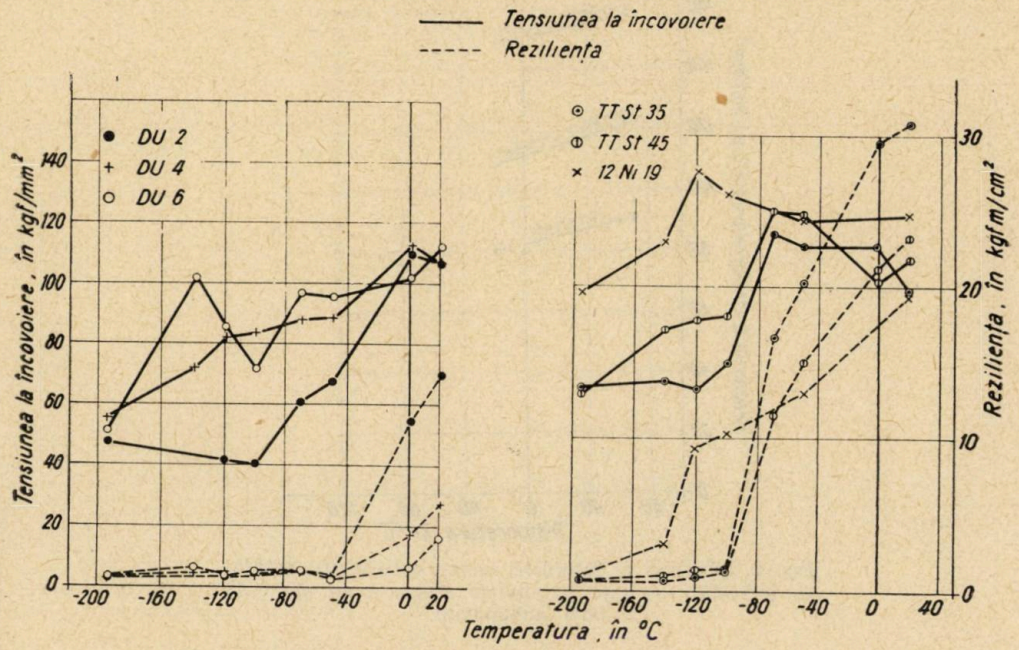


Fig. 3. Comparația între tensiunea de încovoiere (fără considerarea vîrfului de tensiune) și reziliența pentru cele șase oțeluri, după tabela 1.

fi considerată ca un exemplu pentru solicitarea multor organe de mașini, epruveta poate suporta solicitări longitudinale medii foarte mari [20], așa cum se vede în *figura 4*, în cazul unui oțel îmbunătățit C45. În special la încrestări ascuțite se poate admite că tensiunea longitudinală la baza încrestării este mult mai mare decît în axa epruvetei [21], [22]. La baza încrestării, în afară de această tensiune longitudinală apar și tensiuni tangențiale, starea de tensiune fiind deci biaxială. La mijlocul epruvetei tensiunile radiale și tangențiale ating cca 65% din valoarea tensiunii locale longitudinale. Cu toate că starea de tensiune este triaxială, epruveta se rupe la temperatura de —70 °C numai la solicitări medii mari de 157 kgf/mm². Nu se știe încă dacă ruperea probei începe de la margine, sub acțiunea tensiunii longitudinale

mari, sau de la mijloc, sub acțiunea stării de tensiune triaxiale la o solicitare longitudinală mai mică. Din păcate, lipsesc măsurători de deformații locale la ruperea probelor încrestate, astfel încît pentru această stare de tensiune nu se poate reprezenta diagrama deformației la rupere. De asemenea nu dispunem decît de rezultatele încercărilor de rezilienţă la temperatura mediului ambiant (9,6 kgfm/cm²); pe baza măsurătorilor efectuate asupra oțelurilor

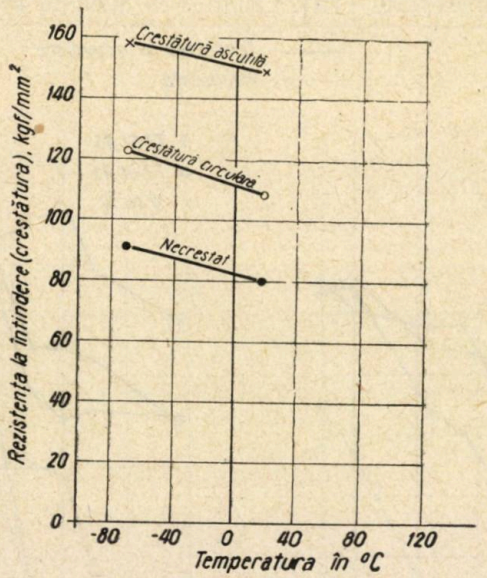


Fig. 4. Încercări la întindere asupra epruvetelor netede, cu încrestări ascuțite și rotunde asupra unui oțel C45 [20] îmbunătățit.

asemănătoare, se poate însă admite că pînă la —70 °C se produce o scădere a rezilienței. În schimb, rezistența la întindere a epruvetei cu încrestare ascuțită nu înregistrează la temperatura de —70 °C o astfel de scădere. Se poate admite și la încercarea de întindere cu probe încrestate a acestui oțel o temperatură de tranziție joasă, dacă aceasta se determină din scăderea rezistenței; ea este mult mai joasă decît cea determinată din lucrul mecanic de rupere la încercarea de rezilienţă.

Încercările la presiune interioară, cu solicitare longitudinală suprapusă, la care tensiunea tangențială este egală cu tensiunea longitudinală ($\sigma_1 : \sigma_2 : \sigma_3 = 1 : 1 : 0$) prezintă, în comparație cu încercările la tracțiune pe epruvete cilindrice, o scădere a rezistenței reale la rupere și a deformației la rupere [23], așa cum ilustrează cîteva exemple, în *figura 5*. Deosebit de evidentă este micșorarea deformației la rupere la probe îmbătrînite. La încercările cu presiune interioară, avînd raportul dintre tensiuni amintit, la deformații mai mari de cca 20%, raportul inițial al deformațiilor $\varphi_1 = \varphi_2$;

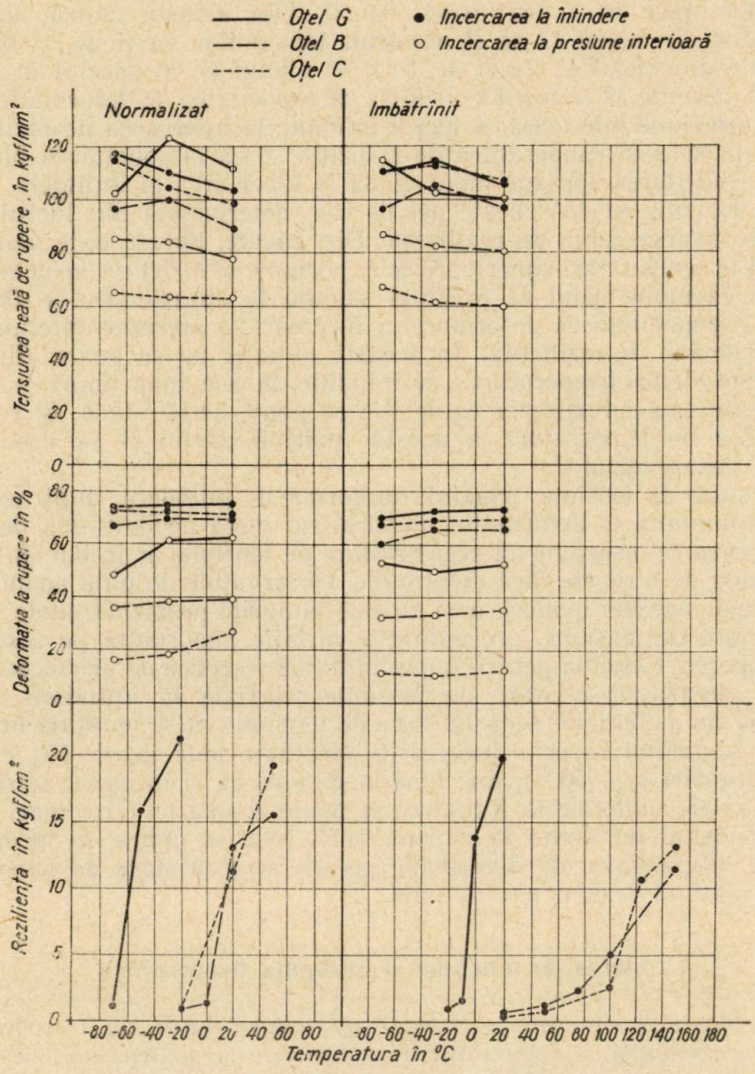


Fig. 5. Variația rezistenței reale la întindere (sus) și a deformației la rupere (mijloc) la încercări la întindere, la presiune interioară, precum și a rezilienței (jos) în funcție de temperatură. Trei oțeluri nealiate cu 0,07—0,11% C, în stare normalizată și îmbunătățită.

$\varphi_3 = -2\varphi_1$ se transformă în deformație plană $\varphi_2 = 0$; $\varphi_3 = -\varphi_1$, iar raportul tensiunilor trece în $\sigma_1 : \sigma_2 : \sigma_3 = 1 : 0{,}5 : 0$. Din această cauză, la ruperea epruvetelor din oțelul *G* și *B*, raportul tensiunilor va fi de 1 : 0,5 : 0, iar la probele din oțelul *C*, va fi de 1 : 1 : 0. Oțelul *G*, în special în stare îmbătrînită, permite să se tragă concluzia că capacitatea de deformație la încercarea la presiune interioară și lucrul mecanic la încercarea de rezilienţă, nu conduce la aceeași temperatură de tranziție, ci că la solicitarea biaxială, la fel ca la solicitarea aproape monoaxială la încercarea la întindere, temperatura de tranziție se deosebește net de cea determinată din lucrul mecanic de rupere la încercarea de rezilienţă. Din păcate, lipsesc date asupra unor încercări la temperaturi superioare celei normale și astfel nu se poate aprecia dacă, de exemplu oțelul *C*, prezintă sau nu la aproximativ +100 °C vrec creștere a capacității de deformare la încercări la presiune interioară ca în cazul încercării de rezilienţă. În această situație nu se poate afirma dacă și la aceste oțeluri temperaturile de tranziție, la cele două tipuri de încercări, sînt diferite sau aproximativ egale. Nu se poate decide dacă, în ce privește dependența de temperatură a acestor mărimi, oțelul *B* se aseamănă cu oțelul *G* sau cu oțelul *C*.

O stare de tensiune triaxială uniformă de întindere, după teoria constanței volumului la deformația plastică, nu oferă posibilitatea deformației plastice, ceea ce înseamnă că această stare de tensiune ar trebui să fie legată întotdeauna de o rupere fără deformație. Observațiile de pînă acum [4], [5] nu contrazic această ipoteză, deși nu este lămurită problema, unde și la care anume stare de tensiune, prezentînd o variație importantă pe secțiune, s-a inițiat ruperea. Condiția pentru imposibilitatea teoretică de producere a deformațiilor plastice la o stare de tensiune triaxială la întindere uniformă, trebuie să fie astfel încît această stare de tensiune să se mențină într-adevăr pînă în momentul ruperii. Încercările efectuate pînă acum [5] ca și alte cîteva încercări la —50 °C, duc însă la ipoteza că și în cazul stării de tensiune triaxiale uniforme la întindere se poate sconta pe cifre mari de rezistență, depășind rezistența la rupere reală, care se obține la încercarea la întindere. Capacitatea de deformație pentru această stare de tensiune, trebuie considerată desigur practic nulă.

Starea de tensiune și influența temperaturii

În tabela 2 sînt redate comparativ temperaturile de tranziție pentru scăderea rezistenței, a capacității de deformare și pentru scăderea lucrului mecanic de deformație pînă la rupere pentru unele din aceste încercări. Tabela prezintă cîteva lipsuri serioase, în special în ce privește starea de tensiune pentru încercarea de rezilienţă. Temperaturile indicate au fost în unele cazuri apreciate, de exemplu pentru încercarea la tracțiune, dar ele sînt în concordanță cu datele din literatură. La încercările cu presiune interioară este greu să se facă aprecieri, deoarece nu se poate evalua cu cît temperatura de tranziție trebuie să fie sub temperatura cea mai joasă, res-

Tabela 2

Temperaturile critice la care se înregistrează o scădere a rezistenței, capacității de deformare și a lucrului mecanic de deformație la rupere

Marca de oțel *)		Încercarea **)	Starea de tensiune $\sigma_1 : \sigma_2 : \sigma_3$	Temperatura critică în °C pentru scăderea		
				Rezistenței	Capacității de deformare	Lucrului mecanic de deformație la rupere
DU 4 0,47% C	17)	Z K	1:0,3:0,3	<-195 -195	<-135	<-135 -20
TT St 35 0,12% C	17)	Z K	1:0,3:0,3	<-195 -195	<-195	<-195 -80
G 0,08% C	23) normalizat	Z I K	1:0,3:0,3 1:0,5:0	-195 <-70 ***)	-195 <-70 ***)	-195 -60
G 0,08% C	îmbătrînit	Z I K	1:0,3:0,3 1:0,5:0	-195 <-70 ***)	-195 <-70 ***)	-195 -10
B 0,11% C	23) normalizat	Z I K	1:0,3:0,3 1:0,5:0	-195 <-70 ***)	-195 <-70 ***)	-195 $+10$
	îmbătrînit	Z I K	1:0,3:0,3 1:0,5:0	-195 <-70 ***)	-195 <-70	-195 $+100$
C 0,07% C	23) normalizat	Z I K	1:0,3:0,3 1:1:0	-195 <-70 ***)	-195 $<+20$	-195 $+10$
	îmbătrînit	Z I K	1:0,3:0,3 1:1:0	-195 <-70 ***)	-195 $>+20$	$+195$ -110
2 0,06% C	5) grăunțos recopt	3 axial K	1:1:1	<-50		$>+20$
4 0,12% C	5) grăunțos recopt	3 axial K	1:1:1	<-50		$>+20$

*) Amănunte vezi la bibliografia citată.

**) Z=încercare la întindere, I=încercarea la presiune interioară cu solicitare axială suprapusă, K=încercarea de rezilienţă, 3 axial=încercarea la întindere cu epruveta cubică cu șase brațe.

***) Probabil sensibil sub —70 °C.

pectiv la oțelul *C* peste temperatura cea mai ridicată de încercare. Pentru încercările triaxiale de întindere din ultimele două rînduri s-au folosit cîteva rezultate nepublicate, efectuate la —50 °C. De asemenea se poate considera că și pentru încercările de rezilienţă cu oțelurile *G*, *B* și *C* încercate la presiune interioară, rezistența la rupere prezintă o scădere doar la aproape —195 °C, ca și la oțelurile *DU 4* și *TTSt 35*.

Cu toate lipsurile ei, tabela evidențiază diferențe considerabile în ceea ce privește comportarea oțelurilor. La primele două oțeluri, *DU 4* și *TT St 35*, se observă deosebiri mari între temperatura de tranziție la încercarea la întindere și la încercarea de rezilienţă. La oțelurile *G* și *B*, temperaturile de tranziție pentru rezistența la presiune interioară sînt probabil mai apropiate de temperatura de tranziție la încercarea la întindere. În schimb la oțelul *C*, temperatura critică a deformației la încercarea la presiune interioară, poate fi considerată egală cu temperatura de tranziție determinată la încercarea de rezilienţă. Cea mai mare diferență rezultă din evaluarea stărilor de tensiune triaxiale în funcție de rezistență în comparație cu evaluarea lucrului mecanic la încercarea de rezilienţă, fie la încercarea la tracțiune cu probe încrestate și la încercarea de rezilienţă, sau la încercarea epruvetei cubice triaxial solicitate.

Pentru exemplele considerate, cele trei diagrame — aceea a rezistenței la rupere convențională la întindere, a rezistenței reale la întindere, a deformației la rupere și a lucrului mecanic de rupere — au aluri cu totul diferite, în funcție de starea de tensiune și nu se poate încă stabili o corelație concludentă în funcție de starea de tensiune. De fapt, acest lucru nici nu este de așteptat, întrucît diagramele menționate au fost trasate pentru tensiuni medii și nu pentru tensiuni locale. Pentru aceasta ar trebui să se cunoască distribuția tensiunilor în diferite epruvete nu numai în domeniul elastic, ci și în cel plastic deocamdată însă, lipsesc datele necesare, în special pentru probele cu distribuție neuniformă a tensiunilor, cum este cazul epruvetei de întindere încrestate și epruvetei de rezilienţă.

Pentru elaborarea unei teorii de rezistență, în special cu privire la importanța stării de tensiune triaxiale neomogene, *se impune determinarea punctului în care se inițiază ruperea și examinarea în toate cazurile a stărilor de tensiune care au existat în acele puncte. Aceste puncte sînt determinante pentru o teorie, fiind mai importante decît de exemplu cunoașterea punctelor în care apar tensiuni maxime longitudinale, care sînt de cele mai multe ori în centrul atenției.*

În afară de aceasta, este necesar să se ia în considerare punctele în care nu s-a inițiat ruperea. Pentru aceasta nu se pot indica decît valori minime și nu însăși rezistențele la rupere. Cunoașterea tensiunilor la care rezistă materialul în aceste puncte, este cel puțin tot atît de importantă pentru o teorie de rezistență. Un exemplu în acest sens ar fi porțiunea centrală și periferică a secțiunii. Cea din urmă se rupe mai tîrziu la o epruvetă de întindere cu ruptura în formă de crater.

Urmărirea forțelor și tensiunilor în timpul procesului de rupere ar putea aduce informații suplimentare. În cazul ruperilor mixte, de exemplu la epruvete de întindere sau de rezilienă, primele fisuri vor apărea în zona interioară mai puțin deformată. Fisura interioară produce o modificare a distribuției tensiunilor, iar zona periferică a secțiunii se va deforma pînă la rupere în alte condiții de solicitare. Acest proces de rupere ar trebui urmărit și descris pe etape.

BIBLIOGRAFIE

1. F. Körber (1927): *Int. Congr. Materialprüfung Techn.*, Amsterdam, Bd. I, 39...58. F. Körber, A. Krisch (1955): *Handbuch der Werkstoffprüfung*, hrsg. von E. Siebel, 2 Aufl., 2 Bd. Berlin (Göttingen) Heidelberg, 52.
2. E. Siebel, S. Schwaigerer (1948): *Arch. Eisenhüttenwesen*, 19, 145...52 (Mitt. K. Wilh. Inst. Eisenforsch. Abh. 472). P. W. Bridgeman (1944), *Trans. Amer. Soc. Metals*, 32, 553...74.
3. A. Krisch, R. Schweitzer (1966): *Arch. Eisenhüttenwesen*, 37, 595...605 și 659...70 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforschung, Abh. 1016 și 1062). R. Schweitzer (1965): *Dissertation Bergakademie Clausthal.*
4. G. Welter (1948): *Welding Res. Suppl.*, 529s...36s.
5. A. Krisch, W. Wepner (1963): *Materialprüfung*, 5, 372...76, *Arch. Eisenhüttenwesen*, 36, (1965): 375...87 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch, Abh. 1006).
6. H. Tresca (1864): *C. R. Acad. Sci.*, 59, 754.
7. M. T. Huber (1904): *Czasopisme tehnice*. Lemberg.
8. A. Nadai (1927): *Der bildsame Zustand der Werkstoffe*, Berlin.
9. A. Kochendörfer, H. Scholl (1957): *Stahl u. Eisen*, 77, 1006...18. (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch. Abh. 716).
10. W. D. Biggs (1960): *The brittle fracture of steel*, London.
11. C. F. Tipper (1962): *The brittle fracture story*, Cambridge.
12. M. Szczepanski (1963): *The brittleness of steel*, New York, London.
13. K. Rühl (1954): *Arch. Eisenhüttenwes.*, 25, 421...33 și 27, (1956) 107...18.
14. A. Krisch (1950): *Arch. Eisenhüttenwes.*, 21, 403...11 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch. Abh. 526).
15. M. Moser (1922): *Stahl u. Eisen*, 42, 90...97.
16. A. Krisch (1953): Unveröffentlicht. Vgl. E. Houdremont *Radex-Rundschau 4/5*, 138...50.

17. A. Krisch (1965): *Arch. Eisenhüttenwes. 36*, 365 ... 73 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch. Abh. 1005).
18. A. Krisch (1941): *Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch. 23*, 267 ... 77.
19. W. Kuntze (1928 ... 29): *Arch. Eisenhüttenwes.*, **2**, 109 ... 17.
20. A. Krisch (1951): *Arch. Eisenhüttenwes.*, **22**, 395 ... 400 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch. Abh. 541).
21. A. Krisch (1934): *Spannungsmechanik des gekerbten Rundstabes.* Diss. TH Berlin.
22. H. Dietmann (1964): *Einfluss des Spannungszustandes auf das Festigkeitsverhalten gekerbter Zugstäbe aus Stahl.* Diss. TH Stuttgart.
23. A. Krisch (1959): *Arch. Eisenhüttenwes.*, **30**, 337 ... 44, **31**, (1960) 19 ... 24 şi **31**, (1960), 113 ... 119 (Mitt. Max-Planck-Inst. Eisenforsch, Abh. 814, 840 şi 842).

CÎTEVA CONTRIBUȚII EXPERIMENTALE LA DEZVOLTAREA METODEI DE DETERMINARE RÖNTGENOGRAFICĂ A TENSIUNILOR LA OȚELURI

G. BECKMANN

Physikalisches Institut der Bergakademie Freiberg, D.D.R.

Ipoteza care a stat pînă acum la baza determinării röntgenografice a tensiunilor, anume că, datorită adîncimii de pătrundere reduse a radiațiilor primare, componentele normale perpendiculare pe suprafața probei pot fi numeric neglijate, este infirmată din punct de vedere fizic în ce privește această formulare generală. Urmărind dezvoltarea istorică a metodei, se observă însă că condițiile generale de suprafață pot fi stabilite și la oțeluri în funcție de influența celei de a treia tensiuni principale, cel puțin în cazul pieselor plastic deformate. Aici, starea de tensiune triaxială raportată va putea reda mai bine raporturile reale dintre deformațiile remanente și tensiunile remanente decît starea de tensiune cvasibiaxială raportată, deoarece aceasta din urmă reduce deformațiile la valori ale tensiunilor de forfecare. La determinarea röntgenografică a stărilor de tensiune remanente generale, multiaxiale, acestora li se vor atribui stări de tensiune plană numai atunci cînd, pe baza condițiilor de solicitare exterioare, rezultă că asemenea stări de tensiune sînt într-adevăr prezente.

Fotografierea reflexiilor a arătat că după deformația la rece starea de deformație măsurată se raportează în mod corespunzător la o stare de tensiune triaxială. Pe baza unui volum mare de măsurări efectuat cu ajutorul unui contor, se confirmă valabilitatea acestei constatări în special pentru oțeluri. Se dau formule pentru lărgirea „metodei $\sin^2\psi$" aplicate pînă în prezent.

1. INTRODUCERE

Măsurarea röntgenografică a deformațiilor reprezintă și astăzi o metodă importantă de cercetare în domeniul încercărilor nedistructive ale materialelor, a mecanicii structurilor și a fizicii solidelor. În funcție de aceste domenii de aplicare, teoria determinării röntgenografice a cunoscut diferite

faze de dezvoltare. Bunăoară, metoda reflexiei extinderii liniilor de interferență radiale și periferice [1], dezvoltată de F. Regler în urmă cu 30—35 de ani, și-a pierdut astăzi aproape complet aplicațiile tehnice. În domeniul încercărilor nedistructive s-a afirmat metoda devierii liniilor de interferență, elaborată de R. Glocker și colaboratori [2]. Datorită adîncimii reduse de pătrundere a razelor röntgen primare, măsurarea deformațiilor cu ajutorul razelor X poate fi aplicată în principiu numai atunci cînd se urmărește la piese determinarea stărilor de tensiune superficiale. În afară de aceasta, rezultatele măsurărilor deformației trebuie raportate, în funcție de felul solicitării, la existența tensiunilor de sarcină sau a tensiunilor remanente. În general însă, această restricție nu a fost luată în considerare pînă acum. De aceea, în deducerea ecuațiilor de bază a determinării tensiunii cu ajutorul razelor X, majoritatea autorilor se servesc de ipoteza că a treia tensiune principală (σ_3, perpendiculară pe suprafața iradiată) poate fi neglijată ($\sigma_3=\sigma$). Prin aceasta, starea de deformație generală măsurată (ε_1, ε_2, ε_3) se reduce la o stare riguros plană (σ_1, σ_2, σ), ceea ce în anumite condiții poate duce la rezultate contradictorii. O. Schaaber [3] s-a referit încă în 1939 la această problemă, determinînd tensiunea la probe din hidronaliu. Datorită faptului că aici razele röntgen primare au avut o adîncime de pătrundere naturală ceva mai mare decît la oțel, el a reușit să determine tensiuni perpendiculare σ_3 pînă la 10 kgf/cm^2 (întindere).

De aici rezultă că măsurarea deformațiilor cu ajutorul razelor X poate fi dezvoltată mai departe dacă condițiile la limită reale la suprafața pieselor se determină și se definesc concret, iar ecuațiile de bază ale acestei metode de determinare se reprezintă într-un sistem triaxial.

Recent, H. Stroppe [4] a efectuat o reprezentare generală a acestor ecuații de bază, printre altele cu ajutorul unui mare număr de rezultate ale autorului, legate de determinarea stărilor de tensiune triaxiale pe profile de oțel. Calculele sale prezintă interes special, datorită faptului că au fost efectuate în legătură cu așa-zisa „metodă $\sin^2\psi$" a lui E. Macherauch și P. Müller [5]. Această metodă nu a fost cunoscută încă în 1939, însă astăzi se aplică aproape în exclusivitate.

2. METODA $\sin^2\psi$

Măsurarea röntgenografică a tensiunilor pe baza metodei $\sin^2\psi$ se bazează pe o evaluare grafică între direcția de iradiație ψ și variația determinată în mod corespunzător a constantei de rețea $(da/a)\,\psi=\varepsilon(\psi)$, care reprezintă criteriul deformației în această direcție spațială ψ, (*fig. 1*).

După legile teoriei elasticității, pentru o stare de tensiune plană ($\sigma_3=0$) rezultă

$$\varepsilon(\varphi,\ \psi)=\frac{1+\nu}{E}\,\sigma_\varphi \sin^2\psi-\frac{2\nu}{E}\cdot\sigma_0 \qquad (1)$$

unde $\sigma_\varphi = \sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi = \sigma_0 + 2\tau_0 \cos 2\varphi$ este componenta căutată a tensiunii în azimutul dat φ față de direcția tensiunii principale σ_1. Notăm cu

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \quad \text{tensiunea normală medie,} \tag{2}$$

$$\tau_0 = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad \text{tensiunea maximă tangențială} \tag{3}$$

Considerînd ecuația (1) ca o funcție liniară în raport cu $\sin^2 \psi$, reprezentînd-o sub forma

$$\varepsilon(\varphi, \psi) = m\varphi \cdot \sin^2 \psi + \text{const}, \tag{4}$$

rezultă o dreaptă cu coeficientul unghiular

$$m\varphi = \tan \alpha = \frac{\partial \varepsilon(\varphi, \psi)}{\partial \sin^2 \psi} = \frac{1+\nu}{E} \cdot \sigma_\varphi. \tag{5}$$

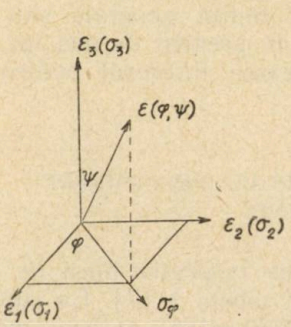


Fig. 1. Poziția în spațiu a direcțiilor deformației resp. ale tensiunilor unei stări de tensiune oarecare.

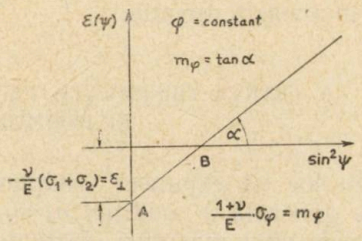


Fig. 2. Dependența liniară a deformațiilor $\varepsilon(\psi)$ de $\sin^2 \psi$ în cazul unei stări de tensiune plane (după [5]). În punctul A se citește deformația în direcția perpendiculară, punctul B corespunde unei direcții fără deformație.

Cunoscînd constantele elastice E și ν ale materialului, σ_φ poate fi determinat simplu prin

$$\sigma_\varphi = m\varphi \cdot \frac{E}{1+\nu} \quad \text{cu} \quad \varphi = x \text{ resp. } y. \tag{6}$$

În *figura 2* aceste relații au fost reprezentate schematic. Pentru stabilirea dreptelor $\varepsilon(\psi)$ ($\varphi = \text{const}$) sînt necesare cel puțin două măsurări, de exemplu la $\pi/6$ și $\pi/4$. Pentru a reduce imprecizia de măsurare se folosesc în general mai multe valori, pentru a putea calcula pe $\varepsilon(\psi)$ ca o

dreaptă echivalentă. De notat că în punctul $\psi=0$ se poate citi în același timp și așa-zisa „deformație perpendiculară" $\varepsilon(0)=\varepsilon_{\perp}=-\nu(\sigma_1+\sigma_2)/E$.

Metodele mai vechi [2] determină în principiu deformația $\varepsilon(\psi)$ o dată în funcție de $\psi=0$ și o dată în funcție de $\psi=\pi/4$. Avantajul lor a constat în aceea că $\varepsilon(0)$ rămîne neschimbat pentru toate azimutele φ. Imprecizia de măsurare a fost însă relativ mare. Pentru determinarea completă a stării de tensiune într-un punct (adică după mărimea și direcția tensiunilor principale necunoscute σ_1 și σ_2) se impuneau în total patru fotografii ale reflexiilor, ceea ce în stadiul de atunci al măsurătorilor bazate pe fotografii era un procedeu foarte costisitor. Adăugînd la aceasta timpul necesar pentru developare, uscare și fotometriere, metoda poate fi considerată ca extrem de laborioasă, din care cauză inginerii au ridicat foarte curînd problema limitelor randamentului unui asemenea procedeu. Chiar și ipoteza $\sigma_3=0$, care la prima privire nu pare a fi neapărat inconsecventă, a fost considerată involuntar ca o simplificare grosolană din punct de vedere fizic a unei legături matematice clare a teoriei elasticității. Din nefericire nici pînă astăzi nu s-a putut da un răspuns concludent la această problemă. Cercetări exacte asupra valabilității unor asemenea condiții la limită generale sînt însă deosebit de dificile și nu au fost efectuate pînă în prezent de nici un laborator. Cele ce urmează intenționează să trezească interesul pentru cercetări în această direcție.

3. CITEVA OBSERVAȚII FĂCUTE LA ÎNCERCĂRI PRELIMINARE ȘI FORMULAREA PROBLEMEI

În loc să expunem amănunțit valabilitatea respectiv lipsa de valabilitate generală a condiției $\sigma_3=0$, am prezentat tabela 1 [7]. Ea cuprinde rezultatele unor măsurări efectuate de autor în 1951—1952 pe baza metodei clasice a reflexiilor, după F. Gisen, R. Glocker și E. Osswald [6], pe profile corniere din oțel St 52. Aceste profile — a căror compoziție chimică și tratament sînt date în tabela 2 [7] — prezentau gradienți puternici de tensiuni remanente, parte chiar pînă la apariția structurilor de deformație (linii Lüders); datorită limitei de curgere necorespunzătoare, aceste profile au fost respinse la încercările de recepție. Pornind de la această bază E. Maurer a inițiat în cadrul fostului Institut pentru cercetări în domeniul oțelurilor al R.D.G. (Eisenforschungsinstitut der D.D.R.) studii röntgenografice *) pentru urmărirea acțiunilor elasto-mecanice ale acestor efecte cumulative. Datorită atît dificultăților create de materialul însuși, cît și volumului relativ mare de lucrări amintite, autorul a efectuat cîteva încercări preliminare. La evaluarea acestora, stările de deformație spațiale experimental determinate (ε_x, ε_y, ε_z) au fost raportate la stări de tensiune (cvasi)plane (σ_1, σ_2, σ_3), deoarece s-a considerat, ca de obicei, că raportul adîncimilor

*) Protocol de ședință nepublicat, Henningsdorf, 1952.

de pătrundere în vecinătatea fasciculului primar are o importanță redusă. Aceasta a dus însă la nepotriviri în bilanțul tensiunilor ; diferențele au constat în special în aceea că pentru fiecare punct măsurat suma tensiunilor principale ($\sigma_1+\sigma_2$), calculată pauşal dintr-o fotografie perpendiculară în funcție de relația

$$\varepsilon_z=\varepsilon_\perp=-\frac{\nu}{E}\cdot(\sigma_1+\sigma_2), \qquad (7)$$

diferea considerabil de suma componentelor singulare determinată respectiv în funcție de celelalte două valori ale deformației ε_x şi ε_y, chiar dacă se lua în considerare eroarea de măsurare a camerei de luat vederi sferice folosite ($\pm 2{,}5\ \mathrm{kgf/mm^2}$) [7]. Aceste „sume individuale" au fost reprezentate în tabela 1, coloana 8, față de „sumele pauşale" din coloana 9, rezultînd diferențele sensibile δ din coloana 10. Abaterile observate existau evident şi indiferent de poziția punctelor măsurate pe profile. Practic nu s-a putut observa nici o variație a valorilor δ cu tratamentul profilelor. S-a pus deci întrebarea : ce condiții la limită ale suprafeței unei piese trebuie îndeplinite în cazul măsurării röntgenografice a deformațiilor pentru a ajunge la concluzii oarecum exacte în ce privește starea de tensiune efectivă a probei ? Nici considerațiile lui O. Schaaber (l.c) nu au delimitat concludent stările de tensiune bi- sau triaxiale, ducînd în schimb la ecuații cu mărimi de convertire variabile care puteau fi găsite în nomograme. Urmărind însă istoricul dezvoltării noțiunilor astăzi acceptate pentru determinarea röntgenografică a tensiunilor, această constatare apare firească. În cele ce urmează prezentăm cîteva observații la această problemă.

4. DESPRE CONDIȚIILE LA LIMITA PE SUPRAFEȚELE PIESELOR

În general la metodele de măsurare röntgenografice trebuie să se deosebească tensiunile din domeniul elastic de tensiunile apărute după deformațiile plastice, sau tensiunile de sarcină de tensiunile remanente. La început s-a încercat să se determine tensiunile de sarcină în domeniul elastic, starea de tensiune fiind definită (de exemplu cu epruvete de tracțiune). În cazul deformațiilor remanente nu s-a mai observat, respectiv nu s-a mai putut determina cu exactitate nici o corelație concludentă între stările de deformație locale şi starea de tensiune exterioară. Aceasta s-a atribuit faptului că în prezența tensiunilor proprii toate componentele de tensiune perpendiculare pe suprafață trebuie să se reducă la zero din motive de echilibru, ceea ce la tensiunile de sarcină nu trebuie neapărat să fie cazul. Din această cauză însă, rezultatele măsurărilor, în special la determinarea tensiunilor proprii, sînt influențate cu atît mai mult de căderi locale de tensiune, cu cît adîncimea de pătrundere efectivă a radiației primare e mai mică. În direcția perpendiculară pe suprafață avem deci întotdeauna o adîncime de pătrundere mică dar finită a radiației primare, starea de tensiune urmînd

să fie determinată în funcție de aceasta. În principiu se determină deci valoarea medie integrală σ^* a componentei perpendiculare, definită prin integrala

$$\sigma_z^* = \frac{1}{\vartheta} \int_0^{\vartheta} \sigma(z)\, dz \tag{8}$$

unde $\sigma(z)$ este funcția de distribuție a componentei respective, cuprinsă între 0 (suprafață) și ϑ.

În cazul unei tensiuni de sarcină σ_L, în general se cunoaște, respectiv se poate calcula $\sigma_L(z)$, spre deosebire de tensiunile remanente $\sigma_E(z)$; pentru aceasta însă se impune $\sigma_E(0)$ (condiție la suprafață). Cum însă în general componenta tensiunii remanente respectivă va fi cu atît mai mare cu cît componenta tensiunii de sarcină — care a cauzat deformațiile remanente — va fi și ea mai mare, componentele tensiunilor remanente perpendiculare pe suprafață vor avea, de regulă, valori inițiale foarte mari pentru căderea de tensiune $(d\sigma(z)/dz)$ la limita $z \to 0$.

Se știe că asemenea valori mari pentru $d\sigma(z)/dz$ nu pot fi realizate la încercările pe modele nici cu ajutorul tensiunilor de sarcină, nici în domeniul elastic. Din această cauză, problema determinării stărilor de tensiune multiaxiale nu a fost suficient cercetată experimental. Încercările mecanice comparative s-au limitat doar la probe de întindere uniaxiale [8] și probe de încovoiere uni- respectiv cvasibiaxiale [9], [10], [11], astfel încît în direcția axei probei, căderea de tensiune a fost practic plană și uniformă. Neglijarea celei de a treia tensiuni principale perpendiculare pe suprafață era deci pe deplin justificată pe baza rezultatelor experimentale din acel timp cît încercările se efectuau în domeniul elastic.

În cazul cornierelor din oțel St 52, situația se prezenta altfel; profilele cornierelor trecuseră printr-o mașină de îndreptat, suferiseră deformații plastice și prezentau, prin urmare, tensiuni remanente considerabile de tipul 1 și 2. Deformația s-a produs întîi în secțiunea lor, aproximativ după principiul încovoierii grinzilor, apoi pe suprafață, datorită solicitării exercitate de rolele de îndreptat. Această deformație superficială a fost predominantă din punctul de vedere al eforturilor locale ale materialului; alura ei a fost foarte neomogenă, deoarece datorită aplatisării rolelor de îndreptat din cauza presiunii, transmiterea forței s-a făcut pe o anumită suprafață de presiune, astfel încît temporar cristaliții de suprafață nu puteau fi deformați liber în cursul trecerii profilului prin role. Probabil că procesul de deformație a suferit și influența forțelor de frecare, iar în momentul în care profilul a fost întins s-a produs o anumită alunecare.

Influența forțelor exterioare în cursul procesului de îndreptare asupra profilelor a fost foarte complexă. Din această cauză, distribuția tensiunii în straturile exterioare ale profilelor nu poate fi considerată neomogenă pur și simplu, și pentru o mai mare exactitate s-a prescris drept condiție la limită suplimentară a suprafeței profilului formarea unui gradient accentuat $(d\sigma(z)/dz)$ a funcției de distribuție $\sigma(z)$.

5. CALCULE ALE TRIAXIALITĂȚII

Rămînea deci să se dovedească că la profilele amintite valorile δ mari din tabela 1 se datoresc de fapt influenței unei componente de tensiune σ perpendiculară pe suprafață *). Calculele trebuiau lărgite întîi din punctul de vedere al formulelor [4]; ecuația (1) ia forma

$$\varepsilon(\varphi,\ \psi)=\frac{1+\nu}{E}(\sigma_\varphi-\sigma_3)\cdot\sin^2\psi-\frac{2\nu}{E}\sigma_0+\frac{\sigma_3}{E}, \tag{9}$$

astfel că, menținînd notațiile uzuale, în locul ecuației (5) se introduce acum

$$m\varphi=\frac{\partial\varepsilon(\varphi,\ \psi)}{\sin^2\psi}=\frac{1+\nu}{E}(\sigma_\varphi-\sigma_3)\quad\text{cu}\quad\varphi=x\text{ resp. }y. \tag{10}$$

Ecuația (7) trece, prin urmare, în

$$\varepsilon_3=\frac{\sigma_3}{E}-\frac{\nu}{E}(\sigma_1+\sigma_2)=\frac{1-2\nu}{E}\sigma_3-\frac{\nu}{1+\nu}(m_x+m_y), \tag{11}$$

de unde se obține prin cîteva calcule valoarea

$$\sigma_z^*=\sigma_3=3\varkappa\,[\varepsilon_3+k(m_x+m_y)], \tag{12}$$

unde $\varkappa$ este modulul de compresiune al materialului examinat, iar $k=\nu/1+\nu$. Pentru restul tensiunilor individuale avem

$$\sigma_x=\sigma_3+2Gm_x$$

$$\text{cu}\quad G=\frac{E}{2(1+\nu)} \tag{13}$$

$$\sigma_y=\sigma_3+2Gm_y$$

Figura 3 arată aceste legături.

Calculînd cu ajutorul acestor ecuații lărgite, rezultă pentru $(1-2\nu)\cdot\sigma_z^*/E$ valorile din tabela 1, coloana 11, care se deosebesc de fapt numai puțin de valorile din coloana 10 (vezi coloana 12). Avem $|\Delta|<0{,}5$ kgf/mm². Influența presupusă a lui σ_z^* asupra bilanțului tensiunilor poate fi deci verificată experimental, și se află, așa cum arată coloana 4, în afara limitelor impreciziei de măsurare de circa ±2,5 kgf/mm². Interesant este însă că în sistemul biaxial componentele σ_x și σ_y prezintă alte valori ca în cazul determinărilor din sistemul triaxial; vom mai reveni asupra acestei observații.

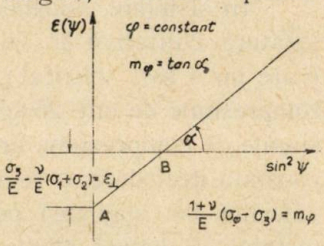


Fig. 3. Dependența liniară dintre deformațiile $\varepsilon(\psi)$ de $\sin^2\psi$ în cazul unei stări de tensiune triaxiale (după [4]). În punctul A se citește deformația în direcția perpendiculară, punctul B corespunde unei direcții fără deformație.

*) *În cele ce urmează, în vederea simplificării notațiilor,* σ_z^* *se ia egal cu* σ_3

6. ALTE REZULTATE ȘI CONCLUZII

Întrucît, începînd din 1963 autorului i s-a pus la dispoziție un contor semiautomat, utilizabil pentru măsurări de deformație în serie mare [12], valabilitatea corelațiilor descrise mai sus a fost studiată din nou, mai amănunțit. Bunăoară, pe alte două profile (vezi tabela 3 [13]), s-au efectuat 160 de expuneri pentru determinarea completă a stărilor de tensiune în 20 de puncte ca și alte 20 de fotografieri de control pentru determinarea componentelor singulare (de ex. în direcție longitudinală a profilelor). În loc să redăm rezultatele măsurărilor în tabele, vom discuta pe scurt curbele din *figurile 4* și *6*, care cuprind datele cele mai importante. În *figura 4* se arată componentele biaxiale $\bar{\sigma}_x$ (transversal) și $\bar{\sigma}_y$ (longitudinal) *) față de componentele triaxiale din *figura 5*. Diferențele dintre rezultatele măsurărilor sînt considerabile, cum s-a mai amintit la punctul 3.

Rezultatele măsurărilor în sistemul triaxial arată că datorită solicitărilor pulsante, de durată, la care a fost expus ani de zile profilul E, reducerea componentelor mai mari ale tensiunilor remanente are loc, în principiu, printr-o redistribuție a valorilor maxime în direcții mai favorabile din punct de vedere energetic. Redistribuția se produce astfel încît suma medie a tensiunilor $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ rămîne în fond neschimbată, fără să apară curgerea plastică [14], [15]. Absența curgerii plastice se datorește extinderii accentuate a punctelor de interferență periferice, observată pe fotografiile de control ale profilului E.

În sistemul cvasibiaxial al tensiunilor $\bar{\sigma}_1$ nu s-ar fi putut găsi decît o legătură calitativă în ce privește cele constatate mai sus. La profilul F (care nu a fost solicitat), pentru $\bar{\sigma}_x$ și $\bar{\sigma}_y$ ar exista aproximativ tensiuni de compresiune de cîte 25 kgf/mm², iar la profilul E (care a fost solicitat) tensiunile de compresiune ar fi fost în medie de 5 și 15 kgf/mm². Nu s-ar putea constata deci decît o reducere a tensiunilor remanente (nu și compensarea valorilor lor maxime) pentru care, pe de altă parte, ar fi fost nevoie ca metalul să devină plastic. Aceasta ar fi însă în contradicție cu extinderea observată a liniilor de interferență periferice la profilul E, contradicție care s-ar manifesta și în cazul sumei tensiunilor $(\sigma_1 + \sigma_2)$, deseori folosită în literatură ; valorile aferente ar trebui să scadă de la 45 la 55 kgf/mm² compresiune la profilul F și la 18—20 kgf/mm² la profilul E, ceea ce practic nu se poate realiza decît prin curgere plastică.

*) *Începînd cu acest alineat, componentele tensiunii biaxiale vor fi reprezentate cu un semn barat, pentru a le deosebi de cele triaxiale.*

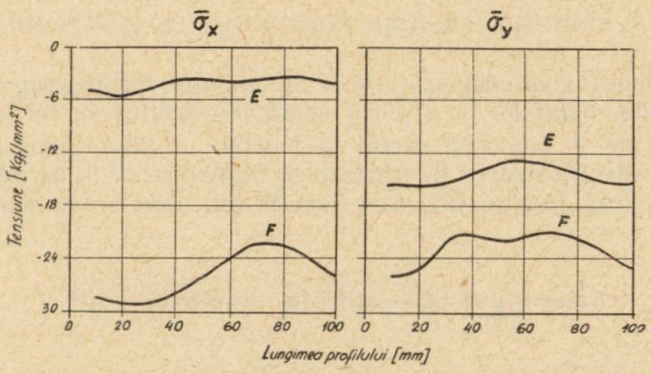


Fig. 4. Alura componentelor individuale $\bar{\sigma}_x$ și $\bar{\sigma}_y$ biaxial determinate la profilele E și F pe o distanță de măsurare palpată continuu de circa 100 mm lungime (curbele sînt aplatizate).

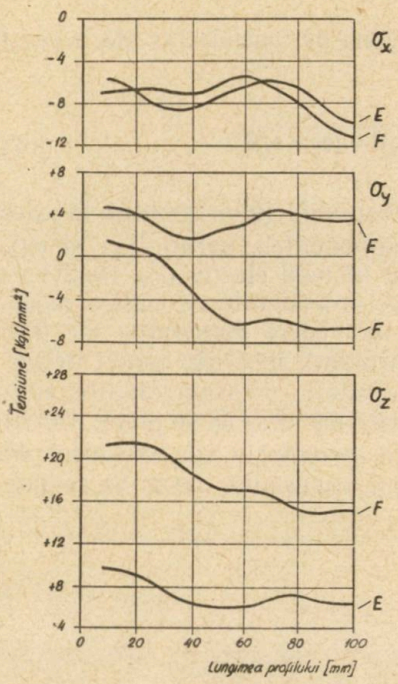


Fig. 5. Alura componentelor individuale σ_x, σ_y și σ_z, determinate la profilele E și F (aceleași puncte de măsurare ca în fig. 4; curbele sînt aplatizate).

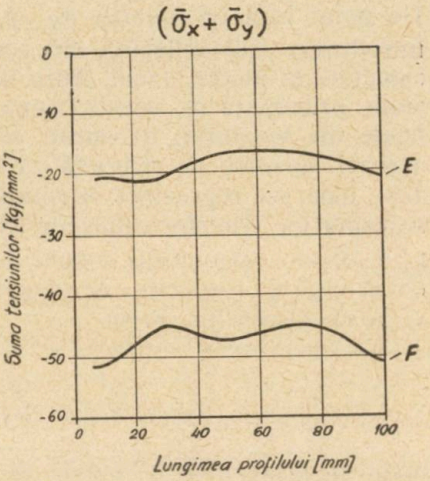


Fig. 6. Suma tensiunilor $(\bar{\sigma}_x + \bar{\sigma}_y)$ la profilele E și F, componentele fiind biaxial determinate (aceleași puncte de măsurare ca în fig. 4; curbele sînt aplatizate).

7. STĂRI DE TENSIUNE NORMALE ŞI DE FORFECARE

În încheiere vom compara stările de tensiune lărgite, raportate triaxial cu cele uzuale, biaxiale. Se ştie că suma tensiunilor de forfecare σ_m sau $\bar{\sigma}_1+\bar{\sigma}_2$ nu poate fi raportată direct la tensiuni obţinute prin alte mijloace (de exemplu din încercarea la tracţiune). Pentru aceasta se necesită o tensiune de referinţă (uniaxială), care rezultă din cele trei tensiuni principale calculate

$$\sigma_V = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} \tag{14}$$

Dacă introducem formal, ca la oţel, $\sigma_3=0$, atunci σ_V s-ar transforma în tensiunea de referinţă biaxială

$$\sigma_V^{II} = \sqrt{\sigma_1^2+\sigma_2^2-\sigma_1\sigma_2}, \tag{15}$$

astfel încît $\sigma_V \neq \sigma_V^{II}$, deşi la baza celor două stări de tensiune ar sta aceeaşi deformaţie de referinţă :

$$\varepsilon_V = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\varepsilon_1-\varepsilon_2)^2+(\varepsilon_2-\varepsilon_3)^2+(\varepsilon_3-\varepsilon_1)^2} \tag{16}$$

De notat însă că valorile σ_V şi σ_V^{II} vor corespunde în momentul în care introducem sub rădăcina din ecuaţia 15, componentele barate ($\bar{\sigma}_1$ şi $\bar{\sigma}_2$), calculate în modul uzual. Atîta timp cît există în mod efectiv o a treia tensiune principală σ_3, aceste componente trebuie considerate ca valori modificate ale tensiunii, în sensul că din punct de vedere matematic ele dau aceeaşi tensiune de referinţă ca în sistemul triaxial, însă din punct de vedere fizic nu reprezintă tensiunile normale căutate, corespunzătoare simbolurilor lor. Ele sînt valori ale tensiunii de forfecare, ceea ce se poate dovedi prin cîteva consideraţii simple. Deoarece axele principale ale tensorilor de deformaţie şi respectiv, de tensiune, nu se pot suprapune decît în ce priveşte deviatorii lor, avem

$$\frac{\tau_{13}}{\gamma_{13}} = \frac{\tau_{23}}{\gamma_{23}} = G, \tag{17}$$

unde τ_{ik} reprezintă tensiunile de forfecare, iar γ_{ik} alunecările. Convertind pentru tensiunile normale, obţinem

$$\frac{\varepsilon_1-\varepsilon_3}{\varepsilon_2-\varepsilon_3} = \frac{\sigma_1-\sigma_3}{\sigma_2-\sigma_3} = \frac{\bar{\sigma}_1}{\bar{\sigma}_2} \tag{18}$$

Această relație este compatibilă cu $\sigma_3=0$ numai dacă condiția *)

$$\frac{\varepsilon_1-\varepsilon_3}{\sigma_1-\sigma_3}=\frac{\varepsilon_2-\varepsilon_3}{\sigma_2-\sigma_3}=\frac{1}{2G}=\frac{1+\nu}{E}=\text{const} \tag{19}$$

este satisfăcută.

Numai în acest caz putem obține

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2}=\frac{\bar{\sigma}_1}{\bar{\sigma}_2} \tag{20}$$

Acestei afirmații i se opune însă în ce privește deformațiile (independent de σ_3) faptul că, datorită

$$\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}=\frac{\sigma_1-\nu(\sigma_2+\sigma_3)}{\sigma_2-\nu(\sigma_3+\sigma_1)} \tag{21}$$

formula

$$\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}=\frac{\sigma_1}{\sigma_2}=\frac{\bar{\sigma}_1}{\bar{\sigma}_2} \tag{22}$$

se poate calcula numai în funcție de $\nu=0$, ceea ce la corpuri solide real este imposibil din punct de vedere fizic. În aceasta rezidă caracterul de tensiuni de forfecare al mărimilor barate.

BIBLIOGRAFIE

1. F. Regler (1932): Ein neuer Weg zur röntgenographischen Untersuchung der Vorgänge bei der elastischen und plastischen Verformung polykristalliner Metalle. *Phys. Zeitschr.* **33**, 433—438.
2. R. Glocker (1949): *Werkstoffprüfung mit Röntgenstrahlen.* 3. Aufl., Berlin, 314—346.
3. O. Schaaber (1939): Röntgenographische Spannungsmessungen an Leichtmetallen. *Z. Techn. Phys.*, **20**, 264—278.
4. H. Stroppe (1963): Grundlagen der röntgenographischen Messung dreiachsiger Spannungszustände. *Wiss. T. TH Magdeburg*, **7**, *3/4*, 345—350.
5. E. Macherauch, P. Müller (1961): Das $\sin^2\psi$-Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. *Z. Angew. Phys.*, **13**, 305—312.
6. F. Gisen, R. Glocker und E. Osswald (1936): Einzelbestimmungen von elastischen Spannungen mit Röntgenstrahlen. (II). *Z. Techn. Phys.* **17**, 145—155.
7. G. Beckmann (1954): Uber röntgenographische Spannungsbestimmungen mit doppelgekrümmtem Film und mit Hilfe eines graphischen Verfahrens. *Feingerätetechnik*, 3, 15—19.
8. F. Bollenrath, und E. Schiedt (1938): Röntgenographische Spannungsmessungen bei Uberschreiten der Fliessgrenzen an Biegestäben aus Flussstahl. *Z. VDI*, **82**, 1094—98.

*) *Se observă că abaterile mai mari ale așa-zișilor „moduli de elasticitate röntgenografici" [16] de la valorile lor mecanice corespunzătoare arată în modul cel mai simplu că condițiile la limită la suprafață nu sînt compatibile cu* $\sigma_3=0$.

9 F. Bollenrath, E. Osswald, H. Möller und H. Neerfeld (1941): Der Unterschied zwischen mechanisch und röntgenographisch ermittelten Elastizitätskonstanten. *Arch. Eisenhüttenwesen,* **15,** *42,* 183—194.
10. F. Bollenrath, V. Hauk und E. Osswald (1939): Röntgenographische Messungen bei Überschreiten der Fliessgrenze aus unlegiertem Stahl. *Z. VDI,* **83,** 129—132.
11 I. T. Norton, D. Rosenthal und S. B. Maloof (1946): X-Ray Diffraction Study of Notch Bend Test. *The Welding Journal,* Research Suplementer, vol. **25,** 269—276.
12. H. Stroppe (1963): Über eine Zählrohr-Apparatur zur Messung elastischer Spannungen in Bau- und Konstruktionsteilen mit Hilfe von Röntgeninterferenzen. *Wiss. Z. TH. Magdeburg,* **6,** *4,* 395—406.
13. G. Beckmann (1964): Mechanische, röntgenographische und theoretische Untersuchungen zum Mechanismus des Abbaus elastischer Spannungen in Profilen aus dem Baustahl St 52. *Diss. TH „Otto v. Guericke",* Magdeburg.
14. F. Regler (1938): Grundlagen und neue Ergebnisse der röntgenographischen Feingefügeuntersuchung in verformten und ermüdeten Werkstoffen. *Berg- und hüttenmännische Monatshefte,* **86,** 133—145.
15. F. Regler (1953): Durch Ermüdung vorbereitete Sprödbrüche. *Radex-Rundschau,* 212—220.
16. F. Bollenrath, E. Osswald, H. Möller und H. Neerfeld (1941): Der Unterschied zwischen mechanisch und röntgenographisch ermittelten Elastizitätskonstanten. *Arch. Eisenhüttenwesen,* **15,** *42,* 183—194.

ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE OȚELURILOR REFRACTARE UTILIZATE LA TEMPERATURI ÎN JUR DE 600 °C, CU EXEMPLIFICARE PE UN OȚEL MARTENSITO-FERITIC CU 12% Cr*

A. CONSTANTINESCU, D. COSMA

Institutul de cercetări metalurgice, București

În articol se trec mai întîi în revistă principalele proprietăți mecanice specifice în cazul oțelurilor refractare destinate executării organelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate. În continuare se prezintă rezultatele cercetării unui oțel refractar, brevetat în R. S. România, din punct de vedere al proprietăților sale fizico-mecanice, specifice domeniului de utilizare pentru care a fost creat.

Rezultatele obținute evidențiază buna comportare a noului oțel, superioritatea sa în comparație cu alte oțeluri din aceeași clasă și posibilitățile pe care le creează pentru valorificarea superioară a metalului și creșterea siguranței în exploatare a diverselor organe de mașini ce lucrează în regim de temperaturi ridicate.

1. INTRODUCERE

Domeniul temperaturilor din jurul lui 600 °C, la care lucrează astăzi o mare parte din agregatele termoenergetice, constituie pentru oțelurile folosite la executarea acelor elemente din ansamblul lor care sînt solicitate la temperaturi ridicate, un domeniu critic. Într-adevăr, la aceste temperaturi o mare parte din ele nu mai pot fi folosite, iar altele sînt neeconomice.

Din acest motiv, o dată cu dezvoltarea fabricației agregatelor termoenergetice ce lucrează la temperaturi în jur de 600 °C, metalurgiștii au trebuit să pună la punct o serie de noi oțeluri aliate, refractare, care să reziste în bune condiții la aceste temperaturi fără să fie prea costisitoare. În felul

*) Oțelul a fost brevetat de către Oficiul de Stat pentru Invenții din R. S. România sub nr. 44.157 la 20 decembrie 1965.

acesta, a apărut o nouă clasă de oțeluri, oțelurile feritice și martensito-feritice modificate, care au derivat din oțelul feritic cu 12% Cr prin adăugare de molibden, vanadiu, wolfram, titan, niobiu etc., elemente care sporesc rezistența la fluaj a acestor oțeluri.

Compoziția chimică a oțelurilor folosite la temperaturi de 600° variază de la o țară la alta, iar în interiorul aceleiași țări, ea variază în funcție de destinația oțelurilor respective. Astfel, oțelurile folosite la confecționarea țevilor și supraîncălzitoarelor de cazane sînt în general oțeluri crom-molibden cu conținut de carbon în jur de 0,1%, oțelurile pentru palete și discuri au conținutul în carbon ceva mai ridicat ~0,2%, iar oțelurile pentru supape sînt mai complexe și au carbonul în proporție și mai ridicată ~0,7%.

In tabela 1 sînt redate cîteva din oțelurile refractare cele mai mult utilizate, pe plan mondial, la confecționarea elementelor de mașini care în timpul exploatării sînt solicitate la aproximativ 600 °C (țevi fierbătoare, țevi de supraîncălzitoare, palete și discuri de turbină, supape etc.).

Tabelă cuprinzînd oțeluri folosite la executarea elementelor

Nr. crt.	Oțelul	Țara care-l utilizează	Compoziția				
			C	Cr	Mo	V	W
1	Cr—Mo—V—Nb	Belgia	0,20	11,00	0,55	0,25	—
2	Cr—Mo—V—Nb—Ti	Belgia	0,20	11,00	1,50	0,25	—
3	Cr—Mo—V	Franța	0,10	7,50	1,20	0,40	—
4	Cr—Mo—V—Ni	Franța	0,19	12,00	0,50	0,25	—
5	Cr—Mo—W—Ti	Marea Britanie	0,15	7,00	2,00	—	0,50
6	Cr—Mo—V—Ti	Marea Britanie	0,10	8,50	3,00	1,00	—
7	Cr—Mo—V—Nb—Ni	Marea Britanie	0,14	12,00	0,60	0,30	—
8	Cr—Si—Ni	Marea Britanie	0,75	19,50	—	—	—
9	Cr—Mo	R.F.G.	0,20	14,00	1,00	—	—
10	Cr—Mo—V—Ni	R.F.G.	0,22	11,50	1,10	0,30	—
11	Cr—Mo—V—W—Ni	R.F.G.	0,20	13,00	1,00	0,30	1,00
12	Cr—Mo—V—W—Nb	U.R.S.S.	0,20	12,00	0,50	0,20	0,55
13	Cr—Si	U.R.S.S.	0,40	10,00	—	—	—
14	Cr—Si—Al	S.U.A.	0,10	7,50	—	—	—
15	Cr—Si—Al	S.U.A.	0,12	13,00	—	—	—
16	Cr—Si—Ni	S.U.A.	0,70	20,00	—	—	—

În cadrul Institutului de cercetări metalurgice din București, s-a căutat ca prin modificarea oțelului de tip Cr—Mo—V—Nb—Ni (poz. 7, tabela 1), să se obțină un oțel cu proprietăți superioare de fluaj și oboseală la temperaturi în jur de 600 °C. Acest lucru s-a realizat pe de o parte prin modificarea procentelor elementelor de aliere conținute în oțelul de referință, iar pe de altă parte prin adăugarea unei cantități de ~0,06% N. După cum s-a arătat într-o lucrare anterioară [1], această valoare a conținutului de azot introdus în oțel a fost determinată — experimental — ca valoare optimă în ceea ce privește condițiile de calitate ale lingoului și suficientă pentru a conferi oțelului o rezistență de durată atît la solicitări statice cît și variabile, sensibil sporită.

În articolul de față se prezintă ansamblul proprietăților mecanice ale oțelului de mai sus, analizîndu-se și posibilitățile de utilizare ale acestui oțel la confecționarea elementelor de mașini care lucrează la temperaturi de circa 600 °C.

Tabela 1

de mașini ce lucrează la temperaturi în jur de 600 °C

chimică, %					Tratament termic	Observații
Nb	Ti	Si	Ni	Al		
0,40	—	—	—	—	1 100 °C/aer rev. 725 °C	După M. Caubo
0,20	0,90	—	—	—	1 100 °C/aer rev. 625 °C	idem
—	—	—	—	—	1 000 °C/aer rev. 800 °C	După Doc. Vallourec
—	—	—	0,65	—	1 050 °C/aer rev. 700 °C	După Doc. Lorraine-Escaut
—	0,70	—	—	—	1 150 °C/apă rev. 750 °C	După J. D. Murray
—	0,70	—	—	—	1 050 °C/aer rev. 550—600 °C	După G. A. Mellor și S. M. Barker
0,25	—	—	1,00	—	1 050 °C/aer rev. 700 °C	După J. D. Murray
—	—	2,00	1,40	—	1 050 °C/aer rev. 750 °C	B.S.A. 970-55
—	—	—	—	—	1 000 °C/aer rev. 700 °C	După A. Thum și K. Richard
—	—	—	0,60	—	1 050 °C/aer rev. 700/750 °C	Doc. Ruhrstahl Warmfeste Stähle 1959
—	—	—	0,70	—	1 050 °C/aer rev. 700 °C	După A. Thum și K. Richard
0,50	—	—	—	—	1 150 °C/ulei rev. 650 °C	După A. M. Borzdîka
—	—	2,20	—	—	1 050 °C/aer rev. 750 °C	După G. I. Alexeev-Pogodin
—	—	1,00	—	1,50	—	După L. Colombier
—	—	1,00	—	3,00	—	idem
—	—	2,00	1,5	—	—	După P. M. Heldt

2. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE OȚELURILOR REFRACTARE PENTRU ELEMENTE DE MAȘINI SOLICITATE LA TEMPERATURI IN JUR DE 600 °C

Oțelurile destinate confecționării elementelor de mașini care în timpul exploatării lor sînt solicitate la temperaturi ridicate (peste 500 °C), trebuie să îndeplinească următoarele condiții :

— să fie rezistente la acțiunea corosivă a agenților energetici (aburi sau gaze) care au temperaturi de 600—650 °C, sau chiar mai mult în cazuri speciale ;

— să fie rezistente la uzură prin erodare, acțiune ce s-ar putea datora particulelor aflate în suspensie în agenții energetici ;

— să aibă rigiditate stabilă în timp la temperaturi ridicate, pentru a nu prezenta deformații prea mari ;

— să aibă punctele de transformare suficient de ridicate față de temperatura de serviciu, în scopul evitării apariției de tensiuni în timpul încălzirii sau răcirii și pentru a permite o mai mare elasticitate în fixarea temperaturii de revenire ;

— să fie suficient de tenace atît la temperatura normală cît și la temperaturi ridicate, pentru a nu prezenta ruperi fragile premature ;

— să fie insensibile la efectul de încrestare pentru a nu se produce fragilizări la temperaturi ridicate, după timp îndelungat ;

— să prezinte proprietăți superioare de fluaj și oboseală la temperaturi ridicate pentru a nu se ajunge la dimensiuni prea mari ale pieselor, în care caz s-ar produce și o creștere a tensiunilor de origine termică din ele.

În afara acestor cerințe, aceste oțeluri trebuie să poată fi ușor prelucrate prin deformare plastică și așchiere și să poată fi sudate.

Programul de cercetare a proprietăților mecanice ale oțelului Cr—Mo—V—Nb—N pus la punct de către un colectiv din cadrul Institutului de cercetări metalurgice din București *) a fost stabilit pe baza cerințelor enumerate mai sus. Acest program a conținut următoarele încercări și determinări **) :

— încercări de tracțiune între 20 și 800°, efectuate pe epruvete netede ;

— încercări de reziliență între 20 și 800°, efectuate pe epruvete Charpy și Izod ;

— încercări de rupere prin fluaj la 575° și 600 °C, efectuate pe epruvete netede ;

— încercări de rupere prin fluaj la 600 °C, efectuate pe epruvete crestate ;

*) Acest colectiv a fost alcătuit din ing. D. Cosma, chim. P. Ballo, ing. A. Constantinescu și ing. St. Baicu.

**) Incercările mecanice au fost efectuate de un colectiv format din : ing. A. Constantinescu, ing. N. Lașcu-Simion, ing. I. Costăchescu, ing. M. Roșu și ing. M. Teodorescu.

— încercări de rupere prin fluaj la 600 °C, efectuate pe epruvete netede menținute înainte de încercare 1 000 h la 600 °C ;
— determinări de limite de fluaj la 600 °C ;
— încercări de oboseală prin încovoiere rotativă la 20 și 600 °C.

2.1. **Analiza chimică.** Ca urmare a studierii influenței diverselor elemente de aliere asupra structurii și proprietăților mecanice ale oțelului refractar cu 12% Cr [1], [2] s-a stabilit următoarea compoziție chimică, considerată ca optimă :

C %	Si %	Mn %	Cr %	Mo %
0,14—0,19	0,30—0,65	0,40—0,65	10,50—12,50	0,55—0,75

V %	Nb %	N %	Ni %
0,30—0,50	0,20—0,40	0,04—0,06	0,70—1,20

Șarja de laborator ODPT 12 (lingouri de 30 kgf) și șarja industrială (lingou de 600 kgf) ODPT 1321 pe care s-au făcut cercetările asupra cărora se referă, au avut compozițiile chimice redate în tabela 2.

Tabela 2

Simbol oțel	Compoziție chimică, %								
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Nb	V	Ni	N
ODPT 12	0,16	0,46	0,59	11,90	0,62	0,29	0,34	0,68	0,047
ODPT 1321	0,19	0,58	0,64	12,20	0,75	0,32	0,38	1,20	0,040

Corespunzător compoziției chimice a acestui oțel, punctele de transformare sînt cele din tabela 3.

Tabela 3

Ac_1	Ac_3	M_s	Observații
765	860	345	Viteza de răcire a fost de circa 2 °C/min

2.2. **Tratamentul termic.** În cadrul lucrărilor de cercetare, tratamentul termic a fost efectuat pe țagle forjate, cu latura de 40 mm. Din aceste țagle s-au prelevat apoi cîte patru barete, din care s-au confecționat diversele epruvete destinate încercărilor.

Tratamentul termic aplicat, a fost un tratament de îmbunătățire.

Călirea s-a realizat prin încălzire la 1 150 °C, timp de 2 h și răcire în aer. Temperatura de 1 150 °C a fost stabilită cu scopul de a se obține o cît mai completă punere în soluție a diverșilor constituenți din masa oțelului.

Răcirea în aer a țaglelor în timpul tratamentului termic se face cu o viteză medie de circa 45 °C/min. Această viteză medie de răcire corespunde condițiilor în care se efectuează, industrial, tratamentul de călire al majorității elementelor de mașini aflate la temperaturi ridicate în timpul serviciului și nu este prea mult îndepărtată de condițiile în care se efectuează tratamentul termic de călire și al celorlalte elemente de mașini din aceeași categorie, dar de dimensiuni mari.

După cum se menționează în literatura de specialitate [3], în cazul în care majoritatea constituenților nu sînt puși în soluție, oțelul nu are o comportare la fluaj satisfăcătoare. Într-adevăr, carburile preexistente nefiind total puse în soluție, tratamentul de revenire aplicat ulterior provoacă precipitări în jurul carburilor existente, ceea ce conduce la coalescența acestora. În consecință, în stadiul final se constată aglomerări apreciabile de carburi, ceea ce influențează negativ comportarea la cald a oțelului respectiv. Avînd în vedere acest lucru, călirea s-a efectuat la o temperatură relativ ridicată, de 1 150 °C.

În ceea ce privește nivelul temperaturii de revenire adoptată în cadrul lucrărilor prezente de cercetare, se menționează următoarele: F. Wever, A. Krisch și H. I. Wiester au efectuat în cadrul Institutului Max Planck studiul influenței unor structuri instabile, provenite din tratamente termice cu temperaturi de revenire relativ joase și au ajuns la concluzia că oțelurile insuficient revenite au o rezistență de fluaj apreciabil sporită [4]. După autorii citați acest lucru s-ar datora precipitărilor fine de carburi complexe ce există în stare inițială sau se produc în cursul fluajului, contribuind la localizarea deformațiilor la limita vechilor grăunți.

În acest caz, ruperea are — după autorii mai sus citați — un caracter intercristalin, producîndu-se prin decoeziune, fără alungire și gîtuire. Datorită modului în care se produce ruperea oțelurilor astfel tratate, ele sînt sensibile la efectul de încrestare, constituind o excepție de la regula care stabilește că repartizarea neuniformă și triaxială a tensiunilor în dreptul crestăturii produce la temperaturi ridicate o sporire a rezistenței oțelurilor.

Cele arătate sînt în concordanță cu rezultatele studiilor efectuate de către E. Houdremont, W. Ruttmann, E. Siebel, R. Scherer și alții [5], [6], [7], [8] care au dovedit experimental că și la încercarea la fluaj de lungă durată rezistența poate scădea ca efect al încrestării.

Ceea ce este însă interesant în legătură cu acest aspect al problemei, este faptul că sensibilitatea la efectul de încrestare nu apare de la început ci intervine după un anumit timp de încercare, fiind întotdeauna legat de o pierdere a capacității de deformare. În consecință, se pune întrebarea firească dacă nu cumva toate oțelurile refractare își pierd tenacitatea în

condiții de solicitare la temperaturi ridicate timp îndelungat și ca urmare devin sensibile la efectul de încrestare. La această întrebare s-a dat însă un răspuns negativ încă din anul 1940, cînd rezultatele unor studii efectuate de K. Richard și A. Thum [9] au arătat că există și oțeluri care își mențin rezistența inițială la fluaj timp indefinit și în cazul în care sînt supuse unor efecte de încrestare, neprezentînd fenomenul de fragilizare.

În legătură cu această fragilitate, se mai precizează următoarele:

Tendința spre ruperi casante nu se manifestă niciodată la încercarea de tracțiune la cald, de scurtă durată. Ruperile care intervin însă după o durată de încercare de circa 100 de ore, încep a fi casante. Aici nu este vorba de o fragilizare, în sensul cunoscut, ca de exemplu îmbătrînirea sau fragilitatea de revenire. Din contră, materialele pot avea la temperatura de încercare chiar după timpi lungi de menținere încă o bună tenacitate, pusă în evidență prin încercarea de rezilință.

Dacă se analizează această fragilitate, trebuie să se pornească de la faptul că orice metal formează un mozaic ai cărui componenți sînt supuși unor legi proprii, diferențiate în ceea ce privește comportarea la solicitări și deformare. W. Rosenberg și D. Ewen [10], precum și Z. Jeffries [11] au scos în evidență faptul că raportul dintre rezistența cristalelor și rezistența rosturilor grăunților este influențat de temperatură, astfel încît deasupra unei anumite valori a acesteia, zona rosturilor devine locul cel mai slab al asociației de cristale, pe cînd la temperaturi mai joase zona rosturilor este mai rezistentă decît cristalul [12], [13]. Intervalul de temperatură la care cristalele și zona rosturilor au aceeași rezistență s-a numit „interval de echicoeziune".

Studiile citate referitoare la comportarea la fluaj de lungă durată, au arătat că ruperile fără deformare la oțelurile refractare se produc intercristalin, ceea ce ar indica o solicitare deasupra intervalului de echicoeziune. În legătură cu aceasta trebuie însă precizat că ruperile deasupra intervalului de echicoeziune nu se produc în mod obligatoriu fără deformare, ci numai în cazul în care prin măsuri suplimentare, ca adăugare de elemente potrivite sau tratament termic, se împiedică fluajul în interiorul cristalului.

A. Thum și K. Richard [14] au extins această idee, imaginîndu-și „intervalul de echicoeziune" ca variabil în anumite limite, datorită faptului că este influențat în nivelul lui, de durata și mărimea solicitării. Prin aceasta, ei au dat o explicație faptului, experimental dovedit, că același material supus aceluiași tratament termic poate prezenta atît ruperi tenace cît și ruperi fragile, în funcție de durata și mărimea solicitării. În plus, pe această cale se explică și de ce același material poate prezenta la solicitări și durate egale de încercare, atît ruperi tenace cît și fragile, în funcție de tratamentul termic pe care l-a suferit. Această ultimă idee se bazează pe o serie de studii efectuate de cei doi autori citați, care arată că în cazul solicitării de scurtă durată, limita de echicoeziune este situată la o

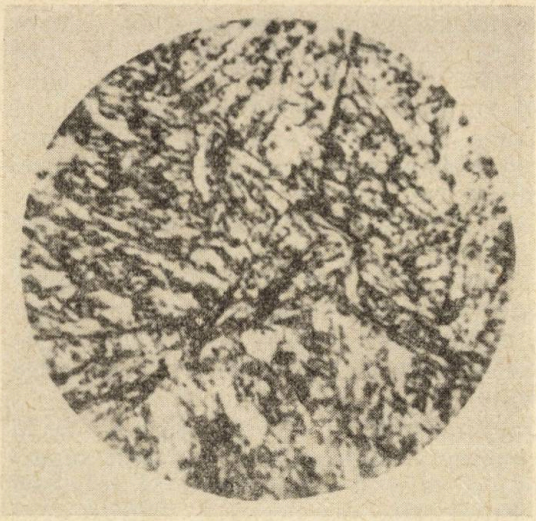


Fig. 1. Structura sorbitică, cu fine precipitații de carburi dispersate în masa de bază a oțelului, cu 12% în stare tratată termic; X: 1600 (imersie).

temperatură superioară și că această temperatură scade atunci cînd crește solicitarea sau durata.

Toate acestea demonstrează pe de o parte necesitatea încercărilor de fluaj de durată lungă, pentru a putea caracteriza comportarea unui material la temperaturi ridicate, iar pe de altă parte necesitatea de a încerca atît epruvete netede cît și crestate pentru a verifica și tendința la fragilizare în timpul fluajului a fiecărui oțel refractar, independent de distanța care desparte domeniul de utilizare de intervalul de echicoeziune.

În cadrul lucrărilor prezente de cercetare s-au adoptat o temperatură de revenire și durată de menținere relativ mici: 670 °C și 5 h. Aceste valori s-au adoptat pentru a obține o rezistență mare de fluaj, dată fiind solicitarea intensă a pieselor pentru care sînt destinate. Întrucît însă revenirea aplicată în aceste condiții, temperatură relativ joasă, ar putea avea drept efect crearea unei tendințe la fragilizare în timp la temperaturi ridicate, s-au efectuat și încercări de rupere la fluaj pe epruvete crestate, pentru a verifica în ce măsură oțelul — astfel tratat — devine sensibil la efectul de încrestare, în condiții de solicitare la temperaturi ridicate.

Tratamentul termic de mai sus a condus la o structură sorbitică, cu fine precipitații de carburi dispersate în masa de bază (*fig. 1*), care după cum s-a arătat într-o lucrare anterioară [1] corespunde celor mai bune proprietăți de fluaj ale oțelului cercetat.

2.3. **Caracteristicile mecanice la temperatura normală (tabela 4).** În tabela 4 sînt redate rezultatele încercărilor de tracțiune și rezilienă (Charpy și Izod) efectuate în condițiile prevăzute în standarde, cu deosebirea că încercarea de tracțiune s-a efectuat cu viteza de 1 kgf/mm^2 · s pînă la rupere și nu pînă la curgere cum se procedează în cazul încercărilor curente.

Încercările de tracțiune și rezilienă s-au executat pe cîte cinci epruvete, valorile din tabelă reprezentînd mediile aritmetice ale rezultatelor obținute.

Determinarea rezistenței la oboseală s-a făcut pe cale statistică prin folosirea metodei „în scară" (staircase), încercîndu-se 15 epruvete.

Tabela 4

Tabelă cuprinzînd caracteristicile mecanice ale oțelului ICEM la 20 °C

Tratamentul termic	Tracțiune					Oboseală R_{-1} kgf/mm²	Reziliența			Obs.
	E 10^4 x kgf/mm²	R 0,2 kgf/mm²	R kgf/mm²	A_{10} %	Z %		Charpy U2 kgm/cm² kgm/mm²	Izod kgm/cm²		
								C1	C2	
Călire prin încălzire la 1 150 °C și răcire în aer, apoi revenire prin menținere timp de 5 h la 670 °C, urmată de răcire în aer	2,16	101	115	7	33	49	4,1	3,1	3,1	

Tabela 5

Tabelă cuprinzînd caracteristicile mecanice la temperaturi ridicate, rezultate din încercări de scurtă durată pentru oțelul ICEM

Tratamentul termic	Temperatura de încercare °C	Tracțiune					Reziliență Charpy U2 kgm/cm²	Obs.
		E 10^4 xkgf/mm²	Ro, 2 kgf/mm²	R kgf/mm²	A_{10} %	Z %		
Călire prin încălzire la 1 150 °C și răcire în aer, apoi revenire prin menținere timp de 3 h la 670 °C urmată de răcire în aer	100	2,11	94	109	8	45	5,9	
	200	1,65	88	102	7	48	8,2	
	300	1,67	89	102	7	46	9,9	
	400	1,66	80	96	6	41	10,6	
	500	1,48	62	76	7	53	12,4	
	600	1,12	41	51	11	72	13,8	
	700	—	21	26	12	89	17,8	
	800	—	5,5	11	47	96	19,5	

2.4. Caracteristicile mecanice la temperaturi ridicate

2.4.1. *Încercări de tracțiune de scurtă durată și rezilienţă (tabela 5)*. În tabela 5 sînt redate mediile aritmetice ale rezultatelor obținute prin încercare de tracțiune și rezilienţă a cîte cinci epruvete de fiecare temperatură. Încercările de tracțiune s-au efectuat cu o viteză de încărcare de 1,5 kgf/mm^2 · min [15], care s-a menținut constantă pînă la rupere, prin intermediul unui regulator automat.

Rezultatele din tabelele 4 și 5 evidențiază că acest oțel nu prezintă o creștere a lui R_c și R, respectiv o scădere a lui A și Z în domeniul de temperatură cuprins între 200—300 °C, obișnuită în cazul majorității oțelurilor [16]. Acest oțel prezintă o scădere continuă a lui R_c și R cu o stagnare între 200 și 300 °C. În ceea ce privește caracteristicile A și Z se observă că ele cresc continuu, cu excepția domeniului 200—300° unde rămîn constante, și în jurul temperaturii de 400 °C unde prezintă o scădere pronunțată, ca urmare a fragilității la „albastru". Rezultatele referitoare la mărimile caracteristice R_c, R, A și Z corespund celor obținute pentru „E".

Mai este demn de subliniat că la temperatura de 600 °C, oțelul cercetat păstrează 45% din valorile la 20 °C ale lui R_c și R, la 700 °C 25% din aceste valori și că între 700—800 °C oțelul își pierde considerabil rezistența.

2.4.2. *Încercări de rupere prin fluaj (tabela 6)*. Rezultatele de pînă acum arată că la toate materialele încercate se produce, începînd de la 500 °C, pe o durată care depășește mult 100.000 de ore, o permanentă scădere a rezistenței, ceea ce demonstrează că în aceste condiții nu există o rezistență indefinită a acestora. Cum însă timpii de exploatare ai elementelor de mașini care lucrează la aceste temperaturi nu depășesc în general 30 de ani, rezultă că noțiunea de rezistență permanentă în condiții de solicitare la fluaj nu prezintă interes practic.

De altfel, încă din anul 1938, E. Siebel [17] a propus, dată fiind scăderea continuă în timp a rezistenței la temperaturi ridicate, adoptarea noțiunii de «rezistență la fluaj de durată limitată». Crearea acestei noi noțiuni a deschis constructorilor de mașini calea spre abandonarea metodei clasice de dimensionare pe o durată nelimitată a elementelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate, elaborîndu-se pentru aceste organe de mașini o metodă de calcul mai modernă și mai logică, aceea a dimensionării la «durabilitate limitată» [18]. Acest mod de a aborda problema este și economic, întrucît în general, din ansamblul unui agregat, numai puține elemente lucrează la temperaturi ridicate și deci trebuie înlocuite după un anumti număr de ani.

Această metodă de calcul a elementelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate, bazată pe ideea durabilității limitate a acestora, a

Tabela 6

A. **Încercări de rupere prin fluaj la 600 °C**

1. Epruvete netede

Nr. crt.	Tensiunea de încercare σ kgf/mm²	L/d	Durata de rupere ore	A_{10} %	Z %	Observații
1	33	10	130	7	44	
2	28	„	225	10	62	
3	26	„	370	14	72	
4	22	„	480	14	80	
5	20	„	600	17	80	
6	18	„	720	24	84	
7	14	„	1 440	30	88	
8	12,5	„	2 230	28	88	
9	11	„	4 010	24	88	
10	8,5	„	((12·250))	—	—	
11	7,5	„	((14·150))	—	—	
12	9,0	—	10·000	—	—	
13	(5,0)	—	100·000	—	—	

B. **Încercări de rupere prin fluaj la 575 °C**

1. Epruvete netede

1	37	10	115	8	63	
2	34	„	175	10	69	
3	26	„	405	12	80	
4	22	„	535	15	83	
5	20	„	725	19	84	
6	17	„	985	23	85	
7	15	„	1 370	21	87	
8	12	„	4 880	25	84	
9	10	„	9 200	—	—	
10	8	„	11·000	—	—	
	9,5	—	10·000	—	—	
11	(6,0)	—	100·000	—	—	

2. Epruvete netede menținute înainte de încercare 1 000 ore la 600 °C

1	26	10	24	24	86	
2	22	„	50	25	88	
3	20	„	105	20	87	
4	16	„	290	21	87	
5	12	„	1 530	28	84	
6	10	„	4 910	14	39	
	7,5	„	13 550	—	—	
7	8,5	„	10 000	—	—	
8	(4,7)	—	100 000	—	—	

(( )) încercări în curs.

( ) valori extrapolate liniar în diagrama $\log \sigma$ — $\log t$.

Tabela 6 (continuare)

3. Epruvete crestate ($A/A_{f_c}=2$; r=0,25 mm ; $\alpha=60°$)

Nr. crt.	Tensiunea de încercare kgf/mm²	L/d	Durata de rupere ore	Observații
1	33	10	288	
2	28	„	408	
3	24	„	625	
4	20	„	1 000	
5	16	„	2 400	
	12	„	5 430	
6	10	„	((6 680))	
7	7,5	„	((6 780))	

(( )) încercări în curs.

schimbat și tehnica încercărilor de fluaj. Într-adevăr, în loc să mai urmărească determinarea celei mai mari tensiuni care, după un anumit număr de ore de încercare (suficient de ridicat) să nu producă ruperea epruvetei, încercarea de fluaj s-a schimbat într-o încercare de tracțiune la cald dusă pînă la rupere, la care însă ruperea nu se produce prin creșterea sarcinii, ci prin menținerea epruvetei sub sarcină constantă și temperatură, timp îndelungat.

În cadrul lucrărilor care urmăresc determinarea caracteristicilor mecanice ale oțelului care face obiectul prezentei comunicări, s-au efectuat încercări de rupere prin fluaj la temperaturi de 600 și 575 °C și durate mergînd pînă la 10 000 h, rezultatele obținute extrapolîndu-se liniar pînă la 100 000 h prin metoda Larson-Miller. Rezultatele obținute sînt redate în tabela 6.

În plus, întrucît oțelul cercetat a fost supus la o revenire la temperatură relativ scăzută, s-au efectuat încercări și pe epruvete crestate $\left(\frac{A}{Af_c}=2\,;\ \alpha=60°\,;\ r=0{,}25\text{ mm}\right)$ pe considerentele arătate la punctul 2.2. Rezultatele obținute arată că tratamentul termic aplicat a condus la sporirea rezistenței de rupere la fluaj, fără însă a apărea fragilitatea în timp, fapt pus în evidență prin aceea că rezistența de rupere la fluaj obținută atît pe epruvete crestate, cît și pe cele netede este practic aceeași (*fig. 2*).

În sfîrșit, s-au efectuat și încercări de rupere pe epruvete în prealabil menținute 1 000 h la 600 °C, în scopul verificării oțelului studiat din punct de vedere al stabilității rigidității, în regim de solicitări îndelungate la temperaturi ridicate. După cum rezultă din analiza cifrelor înscrise în tabela 6 și ilustrate grafic în *figura 2*, menținerea timp de 1 000 h, la temperatura de 600 °C, înainte de încărcare, influențează într-un mod interesant rezistența de rupere la temperaturi ridicate. Această influență constă

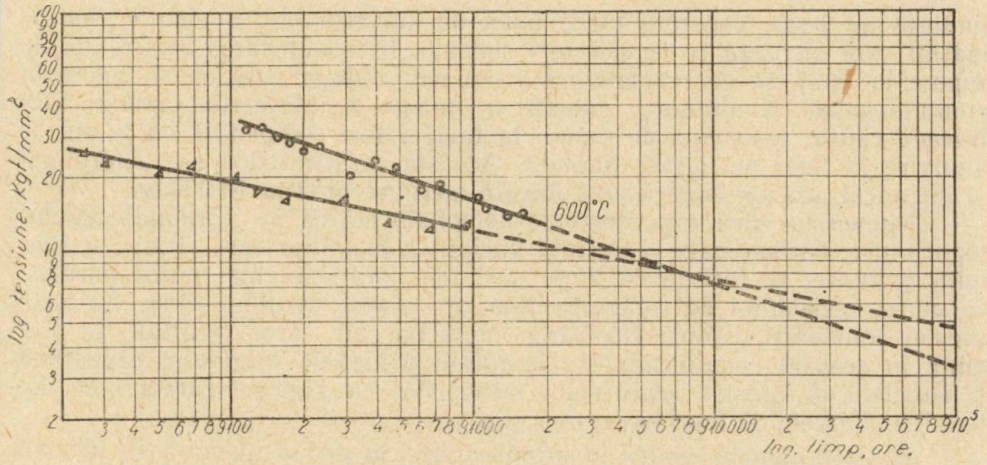


Fig. 2. Rezistența la rupere prin fluaj la temperatura de 600 °C:
● rezultate obținute pe epruvete normale,
△ rezultate obținute pe epruvete îmbătrînite prin menținerea 1 000 h, la 600 °C, înaintea încercării de fluaj,
— drepte experimentale,
— drepte extrapolate.

în micșorarea considerabilă a rezistenței de scurtă durată (pînă la de 10 ori), ca după aceea această influență să scadă, ajungînd ca la durate de încercare mari (de peste 1 000 de ore) diferențele între rezistențele de rupere la fluaj să fie practic neglijabile.

2.4.3. *Determinări de limite de fluaj (tabela 7).* Faptul că la numeroase materiale, alungirile la rupere scad pe măsura creșterii duratei de încercare, demonstrează că variația rezistenței de rupere la fluaj pe durată

Tabela 7

Determinări de limită de fluaj la 600 °C

Nr. crt.	Valoarea alungirii specifice permanente $\varepsilon_p = 1/1$	Limita de fluaj kgf/mm²				Observații
		100 h	1 000 h	10 000 h	100 000 h	
1	0,1	16	7,7	4,0	(2,0)	
2	0,2	20,5	9,5	5,0	(2,5)	
3	1	29	14	7,0	(3,5)	

( ) valori extrapolare liniar în diagrama $\log \sigma$ — $\log t$; Valorile lui $\sigma_{\varepsilon/t}$ au fost determinate prin trasarea dreptelor $\log \sigma$ — $\log t$, corespunzătoare unui anumit ε_p, paralele la dreapta $\log \sigma$ — $\log t$ corespunzătoare ruperii prin fluaj.

limitată nu poate constitui unica bază de dimensionare a elementelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate. În completarea rezistenței de rupere la fluaj, se cer caracteristice ale materialelor care să se refere la anumite valori de alungire, stabilite în funcție de destinația oțelului. Din această cauză, rezistența de rupere la fluaj a fost completată cu limita de alungire la fluaj pe durată limitată. Această caracteristică s-a determinat și în cadrul acestor lucrări, pe o durată mergînd pînă la 10 000 h.

Numeroase date experimentale demonstrează că în coordonate dublu-logaritmice, curbele care reprezintă variația tensiunilor care produc o anumită alungire, în funcție de timp, sînt mai mult sau mai puțin paralele cu curba rezistenței de rupere la fluaj în funcție de timp [14]. Pe baza acestei constatări, pentru efectuarea lucrărilor ale căror rezultate se prezintă în această comunicare, s-a imaginat o metodă originală, expeditivă și suficient de precisă (care evită tatonările) cu ajutorul căreia s-au determinat limitele de fluaj $\sigma_{0,1/t}$; $\sigma_{0,2/t}$ și $\sigma_{1/t}$.

Această metodă constă în următoarele : în primă instanță se încarcă — la temperatura de încercare — trei epruvete cu sarcini egale, corespunzînd unei tensiuni „σ" egale cu $0{,}5\sigma_{r/t}$ și se determină timpul după care prima epruvetă atinge o deformație permanentă „ε_p" de 0,1%, a doua epruvetă o deformație de 0,2%, iar ultima epruvetă o deformație de 1%. Cu ajutorul datelor obținute, se figurează în coordonate dublu-logaritmice ($y = \log \sigma$; $x = \log t$) punctele corespunzătoare. Prin aceste trei puncte, se duc paralele la dreapta $\sigma_{r/t}$ determinată anterior, experimental. Cele trei drepte, obținute în modul arătat, reprezintă curbele aproximative de variație ale lui $\sigma_{\varepsilon/t}$, care furnizează valorile informative ale tensiunilor de încercare „σ" pentru determinarea limitelor de fluaj corespunzătoare unor durate bine definite. Pe baza limitelor de fluaj determinate experimental, se corectează apoi și dreptele aproximative $\sigma_{\varepsilon/t}$ (*fig. 3*).

Verificarea, în cadrul Institutului de cercetări metalurgice din București, a metodei descrise pentru determinarea limitelor de fluaj, a demonstrat că ea facilitează simțitor tehnica determinării acestei mărimi, ducînd și la o sensibilă reducere a timpului necesar efectuării lucrărilor experimentale.

Rezultatele obținute prin metoda descrisă arată că oțelul studiat are limite de alungiri la fluaj suficient de ridicate în comparație cu oțeluri similare, limite care corespund destinației lui.

2.4.4. *Încercări de oboseală la cald (tabela 8).* În utilizarea metalelor la temperaturi ridicate, comportarea lor este condiționată de rezistența la fluaj, în cazul solicitării lor constante, și de către rezistența la oboseală, cînd sînt supuse unor solicitări variabile.

Dacă la temperaturi înalte se suprapun solicitări de ambele feluri, comportarea materialelor este condiționată atît de fluaj cît și de oboseală.

În legătură cu comportarea metalelor la oboseală și temperaturi ridicate, este de subliniat că rezultatele studiilor efectuate — pînă în prezent —

Tabela 8

Date comparative privind rezistența la oboseală la 600 °C, pentru 10^8 cicluri

Rezistența la oboseală	Oțelul ICEM	Oțelul H 46	Oțel cu 12% Cr	Obs.
R_{-1} kgf/mm²	20	19	8	

arată că atunci cînd temperatura depășește anumite limite, limita de oboseală clasică nu mai poate fi determinată, curba de durabilitate descrescînd continuu. După unii cercetători, acest lucru s-ar datora absenței fenomenului de durificare prin îmbătrînire mecanică caracteristică oboselii la temperatura normală, care la temperaturi ridicate nu mai apare, ca urmare a recoacerii care se produce chiar în timpul încercării [19]. La temperaturi ridicate nu se mai poate deci vorbi de existența unei rezistențe la oboseală, ci mai de grabă de o rezistență la durabilitate limitată, pe un număr determinat de cicluri (în milioane cicluri). În felul acesta, s-a creat în studierea oboselii metalelor o nouă noțiune, asemănătoare rezistenței de rupere la fluaj pe durată limitată, aceea de durabilitate pe un anumit interval de timp, în condiții de solicitare bine precizate.

Aceste condiții se referă în principal la frecvența ciclurilor de solicitare, care la temperaturi înalte influențează puternic rezultatele încercărilor.

Ca urmare a celor arătate, autorii au determinat la temperatura de 600 °C rezistența de oboseală la durabilitate limitată — la 10^8 cicluri — a oțelului ICEM. Încercările s-au efectuat pe o mașină specială, epruveta fiind solicitată la încovoiere pură, cu o frecvență de 3 000 rot/min. Determinarea acestei rezistențe s-a făcut statistic prin metoda „în scară", folosind 15 epruvete. În tabela 8 sînt redate comparativ rezultatele obținute de autori pentru oțelul ICEM, precum și rezultatele obținute de către N. P. Allen și P. G. Forrest [20] pe oțelul H 46 Jessop și pe un oțel cu 12% Cr, adică pe două oțeluri din aceeași clasă.

Din compararea acestor rezultate reiese că oțelul ICEM are o comportare superioară la oboseală în condiții de temperaturi ridicate, ceea ce indică posibilitatea de a-l folosi la confecționarea unor elemente de mașini care lucrează la temperaturi în jur de 600° și sînt supuse unor solicitări variabile relativ puternice.

3. CONCLUZII

Lucrările ale căror rezultate s-au expus, au necesitat circa 400 de încercări de fluaj, oboseală la cald și rupere la cald, adică un total de durată de încercare de aproximativ 400 000 h. Unele din aceste încercări au atins 14 000 ore efective de încercare.

Rezultatele obținute conduc la următoarele concluzii :

1. Oțelul martensito-feritic cu 12% Cr, pus la punct în cadrul ICEM, este apt a fi folosit la confecționarea elementelor de mașini care funcționează la temperaturi de 575—600 °C (temperatura metalelor).

2. Tratamentul termic ales pentru acest oțel :

— călire prin încălzire la 1 150 °C urmată de răcire în aer (v=45 °C/min), și

— revenire la 670 °C urmată de răcire în aer ; îi conferă bune proprietăți mecanice, fără a-i produce o eventuală sensibilizare la efectul de încrestare, însoțită de fragilizare în timp.

3. În comparație cu oțeluri similare, oțelul pus la punct la ICEM are proprietăți de rezistență la cald superioare : fluaj, oboseală etc., fără a prezenta scăderi ale proprietăților de tenacitate, puse în evidență prin încercările de reziliență.

4. Oțelul ICEM prezintă o tenacitate suficientă și stabilă în timp, după cum au arătat rezultatele obținute în cazul încercării unor epruvete care înaintea încercării au fost menținute 1 000 de ore la 600 °C.

*
* *

În consecință, se apreciază că acest oțel poate fi utilizat în bune condiții la temperaturi ridicate, pînă la 600 °C. Prin folosirea noului oțel se vor realiza dimensiuni ceva mai mici ale pieselor față de cazurile în care se utilizează oțelurile cunoscute (*tabela 1*). În felul acesta rezultă și o oarecare scădere a tensiunilor de origine termică [3], [21], ceea ce atrage după sine o creștere a siguranței în serviciu a elementelor de mașini confecționate din acest oțel.

BIBLIOGRAFIE

1. D. Cosma și A. Constantinescu (1964), Studiul influenței N, Ni, Mo, Nb, V și W asupra comportării la solicitări în regim de temperaturi ridicate a oțelurilor refractare cu 12% Cr, *Simpozionul «Încercarea Metalelor»*, Leipzig, ianuarie.
2. D. Cosma, St. Baicu și H. Hubert (1963), Cercetări privind oțelurile refractare cu 12% Crom, *Studii și cercetări de metalurgie, 4.*
3. M. Caubo et L. Gottignies (1961), Mémoires scientifiques, *Revue de Mét.*, aout 637—654.
4. F. Wever, A. Krisch und H. J. Wiester (1955), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 8*, 463—474.
5. E. Houdremont (1937), *Mitt Verein Grosskesselbes, 63*, 229—242.
6. W. Ruttmann (1938), *Mitt Verein Grosskesselbes, 70*, 292—295.
7. E. Siebel und K. Wellinger (1939), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 13, 40*, 387—396.
8. R. Scherer und H. Kiessler (1938), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 12, 39*, 381—385.
9. A. Thum und K. Richard (1941-42), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 15*, 33—45.

10. W. Rosenberg and D. Ewen (1913), *J. Inst. Metals, 8* II, 149—170; (1912) *10,* 119—140.
11. Z. Jefrries, (1918-19), *Trans. Amer. Inst. Min. Metallurg. Eng., 60,* 474—576.
12. C. A. Duckwitz (1942-43), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 15,* 283—289.
13. W. Siegfrig (1948), *Techn. Rund. Sulzer, 4,* 21—35.
14. A. Thum und K. Richard (1957), *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 5—6,* 325—337.
15. A. Constantinescu, V. Micloși și N. Lașcu-Simion (1964), Asupra unor chestiuni de metodică privind încercarea de tracțiune la cald a oțelurilor refractare cu 12% Cr, *Simpozionul din 9—11 ianuarie,* Leipzig, R.D.G.
16. * * * (1955), *Spravocinik po svoistvam stalei primeniaermîh v kotloturostroenii,* Mașghiz, Moscova.
17. E. Siebel (1938), *Mitt Verein Grosskesselbes, 67,* 74—79.
18. W. Dörrscheidt (1954), Brennst. *Wärme Kraft, 6,* 90—92.
19. R. Cazaud (1959), *La fatigue des métaux,* Dunod — Paris.
20. N. P. Allen and P. G. Forrest (1956), *International Conference on fatigue of metals,* Session 4, paper *1,* London, sept.
21. N. Saliev (1959), *Rev. Univ. Mines, 7.*
22. O. L. Bihet (1962), *Possibilités d'extension du domaine d'application des aciers ferritiques au matériel des centrales thermiques,* Bruxelles.
23. L. Colombier et Hochmann (1955), *Les aciers inoxidables et réfractaires,* Dunod — Paris.
24. I. L. Mirkin (1961), *Issledovanie novîh jaroprocinîh splam dlia energhetiki,* Mașghiz, Moscova.
25. G. I. Alexeev, Pogodin și alții (1950), *Metallovedenie,* Oboronghiz.
26. P. M. Held (1956), *High-Speel Combustien Engines,* Philadelphia.

Primită la redacție la 13 februarie 1967.

CONSIDERAȚII ASUPRA TENSIUNILOR DE CONTACT LA IMPRIMĂRI SFERĂ-PLAN

M. RAȚIU

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România, Timișoara

Se prezintă o analiză a stării de tensiune în zona deformată la imprimarea unui corp sferic pe o suprafață plană. In funcție de mărimea tensiunii tangențiale maxime atinsă sub centrul de contact, mărime considerată drept determinantă pentru solicitarea materialului, se stabilesc relațiile dintre forța aplicată F și diametrul imprimării *d*, în domeniul strivirilor elastice — după H. Hertz — și plastice, fără ecruisare — după A. Iu. Ișlinschi.

Pe baza relațiilor teoretice expuse se interpretează diversele rezultate experimentale consemnate în literatura tehnică, obținute la urmărirea strivirilor elastice și plastice sub presiunea de contact, în general, și la încercările de duritate cu penetrator sferic, în special.

1. Determinarea rezistenței materialelor la solicitările provocate de presiunile de contact, constituie încă o problemă incomplet elucidată teoretic și experimental. Numeroase cercetări teoretice au urmărit evaluarea tensiunilor și a deformațiilor în zonele comprimate local, studiul limitîndu-se inițial la deformările elastice și, în ultimul timp, extinzîndu-se și în domeniul deformărilor plastice. Dar între mărimile tensiunilor teoretice și rezultatele încercărilor tehnologice de duritate, încercările desemnate să releve tocmai rezistența straturilor superficiale sub acțiunea presiunilor de contact, nu s-a putut stabili deocamdată nici o corespondență riguroasă.

În dorința de a contribui la definirea rezistenței la presiunea de contact, se prezintă o interpretare a rezultatelor experimentale consemnate în publicațiile de specialitate pentru imprimările unui corp sferic pe o suprafață plană, ținînd seama de mărimile tensiunilor evaluate teoretic. Se urmărește de fapt fundamentarea teoretică a relației empirice consemnată de E. Meyer [10], pe baza observațiilor experimentale, dintre mărimea forței de apăsare și mărimea deformației totale, elastice și plastice.

2. Aplicînd ecuațiile generale ale teoriei elasticității și metodele teoriei potențialului, H. Hertz [6] stabilește în anumite condiții mărimea suprafeței de contact atinsă prin deformarea elastică la comprimarea locală sferă-plan. Se admite că aria suprafeței de contact rămîne foarte redusă față de suprafața corpurilor respective, iar presiunile normale pe suprafața de contact prezintă o distribuție elipsoidală.

Suprafața de contact, provocată prin imprimarea elastică a unui corp sferic pe o suprafață plană, după Hertz este un cerc cu diametrul :

$$d = 1{,}8172 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)^{1/3} (F.R)^{1/3} \tag{1}$$

în care :

ν_1 și ν_2 sînt coeficienții lui Poisson, pentru materialul corpului sferic, respectiv a corpului plan ;

E_1 ; E_2 — modulele de elasticitate ale materialelor respective în MN/m^2 ;

F — forța de imprimare în MN ;

R — raza corpului sferic, în m.

Din această relație (1) rezultă :

$$F = 0{,}1666 \left(\frac{E_1}{1-\nu_1^2} + \frac{E_2}{1-\nu_2^2} \right) \frac{d^3}{R} . \tag{2}$$

Relația (2) relevă o dependență între forța aplicată F și mărimea deformației produse d, de forma :

$$F = a \frac{d^3}{R} \tag{2'}$$

unde a este o constantă specifică materialelor în contact.

Valabilitatea relației (2) este condiționată de Hertz de atingerea limitei de curgere σ_c a materialului, de presiunea maximă din dreptul centrului de contact p_0 dată de relația :

$$p_0 = 0{,}5784 \left(\frac{E_1}{1-\nu_1^2} + \frac{E_2}{1-\nu_2^2} \right)^{2/3} \left(\frac{F}{R^2} \right)^{1/3} \leqslant \sigma_c \tag{3}$$

respectiv pentru forța maximă de apăsare de :

$$F_H \leqslant 5{,}1679 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)^2 R^2 \sigma_c^3 . \tag{4}$$

Experiențele efectuate cu piese din sticlă, încă în cursul vieții lui Hertz și ulterior de F. Auerbach [1], au infirmat apariția unor deformații mai mari în centrul suprafeței de contact. Dimpotrivă, fisurarea a intervenit întotdeauna la marginile suprafeței de contact și numai în placa de sticlă.

Pentru explicarea acestei neconcordanțe experimentale, se extinde analiza stării de tensiune asupra întregii zone deformate elastic în cursul im-

primării unei sfere într-o placă plană. În tabela 1 sînt indicate după M. T. Huber [8] relațiile componentelor stării de tensiune σ_x; σ_y; σ_z; τ_{xy} în diversele puncte ale zonei deformate din placa plană, în funcție de poziția față de centrul suprafeței de contact: distanța radială r și nivelul z — *figura 1.*

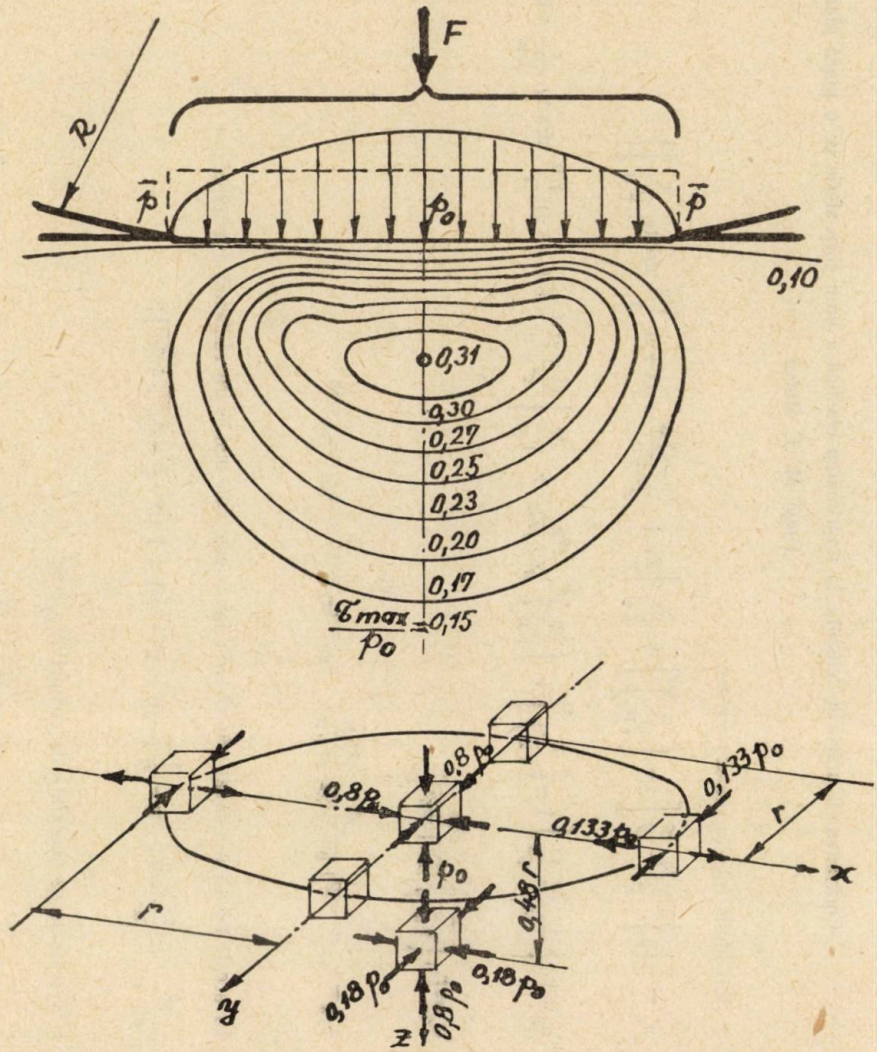


Fig. 1. Starea de tensiune la imprimarea elastică sferă-plan (ν=0,3).

Tabela 1

Componentele stării de tensiune la imprimarea elastică a unui corp sferic pe o placă plană.

După M. T. Huber

a. Tensiunile într-un punct oarecare

$$\sigma_x = -p_0\left\{\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}\left[1-\left(\frac{z}{\sqrt{u}}\right)^3\right]+\frac{z}{\sqrt{u}}\left[2\nu+\frac{(1-\nu)\,u}{r^2+u}-(1+\nu)\frac{\sqrt{u}}{r}\operatorname{arc\,tg}\frac{r}{\sqrt{u}}\right]\right\}$$

$$\sigma_y = p_0\left\{\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}\left[1-\left(\frac{z}{\sqrt{u}}\right)^3\right]+\left(\frac{z}{\sqrt{u}}\right)^3\frac{r^2u}{u^2+r^2z^2}+\frac{z}{\sqrt{u}}\left[\frac{(1-\nu)\,u}{r^2+u}+(1+\nu)\frac{\sqrt{u}}{r}\operatorname{arc\,tg}\frac{r}{\sqrt{u}}-2\right]\right\}$$

$$\sigma_z = p_0\left(\frac{z}{\sqrt{u}}\right)^3\frac{r^2u}{u^2+r^2z^2};$$

$$\tau_{yx}=\tau_{xy}=-p_0\frac{\rho z^2}{u^2+r^2z^2}\frac{r^2\sqrt{u}}{r^2+u};\quad \tau_{yz}=\tau_{zy}=0;\quad \tau_{xz}=\tau_{zx}=0.$$

În aceste relații s-a notat $\rho^2=x^2+y^2$; iar u este cea mai mare rădăcină a ecuației:

$$\frac{\rho^2}{r^2+u}+\frac{z^2}{u}=1;\quad u=\frac{1}{2}\left[-(r^2-\rho^2-z^2)\pm\sqrt{(r^2-\rho^2-z^2)^2+4z^2r^2}\right];$$

b. Tensiunile pe suprafața de contact ($\tau_{xy}=0$)

pt. $\rho\leqslant r$; $z=0$: $u=0$; $\frac{z}{\sqrt{u}}=\sqrt{1-\frac{\rho^2}{r^2}}$; pt. $\rho>r$; $z=0$; $u=-(r^2-\rho^2)$; $\frac{z}{\sqrt{u}}=0$;

Tensiunea	În interior $\varrho < r$	Pe contur $\varrho = r$	În exterior $\varrho > r$
σ_x	$-p_0\left\{\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}\left[1-\sqrt{\left(1-\frac{\rho^2}{r^2}\right)^3}\right]+2\nu\sqrt{1-\frac{\rho^2}{r^2}}\right\}$	$-p_0\frac{1-2\nu}{3}$	$-p_0\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}$
σ_y	$p_0\left\{\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}\left[1-\sqrt{\left(1-\frac{\rho^2}{r^2}\right)^3}\right]-\sqrt{1-\frac{\rho^2}{r^2}}\right\}$	$p_0\frac{1-2\nu}{3}$	$p_0\frac{1-2\nu}{3}\frac{r^2}{\rho^2}$
σ_z	$-p_0\sqrt{1-\frac{r^2}{\rho^2}}$	0	0

c. Tensiunile în lungul axei forței

$$\varrho=0;\ u=z^2;\ \frac{z}{\sqrt{u}}=1;\ \left\{\frac{r^2}{\rho^2}\left[1-\left(\frac{z}{\sqrt{u}}\right)^3\right]\right\}_{\substack{\varrho=0\\u=z^2}}=\frac{3r^2}{2(r^2+z^2)}.$$

Tensiunea	În centrul de contact $\varrho = 0$	Sub suprafața de contact
σ_x	$-p_0\frac{1+2\nu}{2}$	$-p_0\left[(1+\nu)-\frac{r^2}{2(r^2+z^2)}-(1+\nu)\frac{z}{r}\operatorname{arc\,tg}\frac{r}{z}\right]$
σ_y	$-p_0\frac{1+2\nu}{2}$	$-p_0\left[(1+\nu)-\frac{r^2}{2(r^2+z^2)}-(1+\nu)\frac{z}{r}\operatorname{arc\,tg}\frac{r}{z}\right]$
σ_z	$-p_0$	$-p_0\frac{r^2}{r^2+z^2}$
$\tau_{45°}$	$\frac{1-2\nu}{4}p_0$	$\frac{1}{2}p_0\left[(1+\nu)-\frac{3}{2}\frac{r^2}{r^2+z^2}-(1+\nu)\frac{z}{r}\operatorname{arc\,tg}\frac{r}{z}\right]$

3. Examinarea stării de tensiune din zona deformată elastic — în suprafața de contact și sub aceasta — relevă condiții de solicitare foarte diferite, care explică pe deplin lipsa de concludență a presiunii din centrul de contact pentru comportarea materialului. Pentru exemplificare se evaluează, cu ajutorul relațiilor din tabela 1, mărimea tensiunilor în raport cu presiunea din centrul suprafeței de contact p_0 (relația 3), adoptîndu-se constanta lui Poisson $\nu = 0{,}3$. Valorile obținute sînt indicate în *figura 1.*

În cazul considerat pentru exemplificare, în centrul suprafeței de contact apare o stare de tensiune triaxială convergentă — o compresiune spațială — cu tensiuni normale principale egale cu :

$$\sigma_1 = \sigma_x = -0{,}8\, p_0 ; \quad \sigma_2 = \sigma_y = -0{,}8\, p_0 ; \quad \sigma_3 = \sigma_z = -p_0 ; \tag{5}$$

și o tensiune tangențială maximă de

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = 0{,}1\, p_0. \tag{6}$$

Pe conturul suprafeței de contact se stabilește o stare de tensiune biaxială, corespunzătoare unei solicitări la tăiere pură, — cu tensiuni normale principale egale cu :

$$\sigma_1 = \sigma_x = 0{,}133\, p_0 ; \quad \sigma_2 = \sigma_z = 0 ; \quad \sigma_3 = \sigma_y = -0{,}133\, p_0 ; \tag{7}$$

și o tensiune tangențială maximă de

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = 0{,}133\, p_0. \tag{8}$$

Astfel, în planul suprafeței de contact apar tensiuni normale maxime în dreptul centrului și tensiuni tangențiale maxime pe contur. Determinantă pentru comportarea mecanică a materialului este mărimea tensiunii tangențiale, întrucît epuizarea rezistenței la tăiere precede atingerea rezistenței materialului la compresiune spațială. Acest fapt a fost confirmat experimental în încercările lui F. Auerbach [1], prin apariția sistematică a fisurărilor la marginea imprimărilor efectuate cu corpuri sferice din diverse materiale fragile.

În lungul axei normale Oz, sub suprafața de contact, tensiunile normale sînt orientate convergent menținînd starea de compresiune spațială. Tensiunile tangențiale maxime, dispuse la un unghi de 45° față de axa Oz, preiau diferite valori în zona deformată — indicate prin curbele $\tau_{max}/p_0 = \text{const}$, pe *figura 1.*

Valoarea minimă a tensiunii tangențiale τ_{max} se înregistrează în dreptul centrului de contact $\tau_{max} = 0{,}1\, p_0$. Sub centrul de contact, la distanța $z = 0{,}48\, r$, r fiind raza suprafeței de contact, se obține valoarea cea mai mare a tensiunii tangențiale :

$$\tau_{max\ max} = 0{,}310\, p_0. \tag{9}$$

De fapt această valoare $\tau_{max\,max}=0{,}310\,p_0$ limitează comportarea elastică a materialului și nu tensiunea normală din centrul suprafeței de contact $\sigma_z=p_0$. Astfel, conform teoriei tensiunilor tangențiale maxime, rezultă condiția evitării deformațiilor plastice sub forma

$$\tau_{max\,max}=0{,}31\,p_0\leqslant\frac{\sigma_c}{2} \tag{9'}$$

respectiv limitarea presiunii din centrul de contact la

$$p_0\leqslant 1{,}6\,\sigma_c \tag{9''}$$

σ_c fiind limita de curgere a materialului plăcii.

Menținerea deformațiilor elastice și la valori $p_0>\sigma_c$, implicit respectarea relațiilor lui Hertz la evaluarea deformațiilor elastice, a fost confirmată experimenta la încercările executate cu bile călite din oțeluri de rulmenți de R. Stribeck și din oțeluri carbon și oțeluri de scule de M. Rațiu și R. Prexl [12].

Impunînd condiția $p_0=1{,}6\sigma_c$, în relația presiunii din centrul de contact (3), rezultă expresia forței limită pentru domeniul deformațiilor elastice sub forma :

$$F_e\leqslant 21{,}1678\left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1}+\frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right)R^2\sigma_c^3. \tag{10}$$

Pînă la aplicarea unei forțe $F\leqslant F_e$ relația (2a) $F=a\,\frac{d^3}{R}$ stabilește univoc mărimea imprimării. La sarcini mai mari apar succesiv, în diversele puncte ale zonei comprimate, deformări plastice însoțite inerent de o acțiune de întărire variabilă a materialului.

4. Problema imprimărilor plastice a fost soluționată teoretic numai pentru anumite tipuri de penetratoare — stampe — și în anumite ipoteze asupra comportării materialului [4]. În cazul imprimării penetratorului sferic pe o placă, A. Iu. Ișlinski [9] stabilește la materiale ideal plastice, neecruisabile, relația :

$$F=(2\,k)\,m\cdot\pi\cdot r^2 \tag{11}$$

în care :

$2k=\sigma_c$ este în ipoteza tensiunii tangențiale constante — Haar — Karman,

r — raza suprafeței de contact în planul plăcii imprimate,

m — o mărime evaluată după o funcție dată, pentru diverse rapoarte r/R dintre raza suprafeței de contact r și raza de curbură a penetratorului R.

Din relația (11) se relevă faptul că în domeniul deformațiilor plastice, la materiale neecruisabile, legătura dintre forța de apăsare și diametrul urmei d=2 r apare ca o funcție de gradul doi sub forma

$$F = b \cdot m \cdot d^2 \qquad (11')$$

în care :

$b = \frac{\pi}{4}(2k)$ este constantă pentru fiecare material,

$m = f(r/R)$ — o mărime determinată de raportul r/R atins la imprimare.

Relația (11') relevă o corespondență cu relația (2a), stabilită în domeniul deformărilor elastice, legătura dintre forța de apăsare și diametrul urmei fiind dată de aceeași relație de forma

$$F = vd^n \qquad (12)$$

în care exponentul n=3 la imprimări elastice și n=2 la imprimări în materiale ideal plastice, iar v este o mărime constantă, în funcție de material și de dimensiunile penetratorului.

Numeroase determinări experimentale menționate în publicațiile de specialitate au confirmat în domeniul plastic, la diverse materiale, valabilitatea relației (12), înregistrînd pentru exponentul n valori între n=1,8—2,4 [15]. Variația exponentului în limitele înregistrate experimental reflectă influența diferită a întăririi materialelor examinate în cursul deformărilor plastice, valoarea n=2 reprezintă de fapt cazul limită al materialelor neecruisabile admis de Islinski.

Cercetările ample efectuate în ultimul deceniu de D. Tabor [14] au confirmat la metale în prealabil ecruisate atît valabilitatea legii $F=vd^n$ cît și în parte valorile forțelor limită menționate anterior pentru deformările elastice (relația 10) și pentru deformările plastice ideale (relația 11).

În *figura* 2 se redă, după datele publicate de D. Tabor, diagrama de imprimare în coordonate logaritmice (F ; d) pentru un oțel în prealabil ecruisat cu $\sigma_{0,2}=770\ MN/m^2$; $E=2\cdot 10^5\ MN/m^2$. Relația $F=vd^n$ apare în această reprezentare sub forma unor segmente cu pante diferite corespunzătoare expresiei :

$$\log F = n \log d + \log v.$$

În diagrama de imprimare se identifică valoarea n=3 pentru deformările elastice. În zona de tranziție, cu deformări elasto-plastice, apare o reducere continuă a exponentului n, pentru ca la atingerea completei plasticizări să se stabilizeze valoarea n=2.

5. Relația sub forma generală (12) este cunoscută în literatura de specialitate ca legea empirică exponențială a lui E. Meyer [10], enunțată pe baza unor considerații anterioare teoretice asupra imprimării plastice for-

mulate de A. Föppl [2] și A. Rasch [5]. Este de remarcat faptul că legea empirică a lui E. Meyer a fost stabilită considerînd o repartiție uniformă a presiunii pe suprafața de contact, ipoteză infirmată atît teoretic cît și experimental. Totuși, valabilitatea experimentală a acestei relații la imprimările elastice cu penetrator sferic, după metoda Brinell, a determinat pe numeroși cercetări să o accepte pentru stabilirea unei corespondențe între duritatea Brinell și caracteristicile mecanice de rezistență și deformare : rezistența la rupere, limita de curgere, alungirea, gîtuirea, neglijîndu-se diferența esențială dintre stările de tensiune existente la încercările cu solicitări axiale — tracțiune, compresiune — și încercările cu solicitări spațiale la compresiune locală [11], [13].

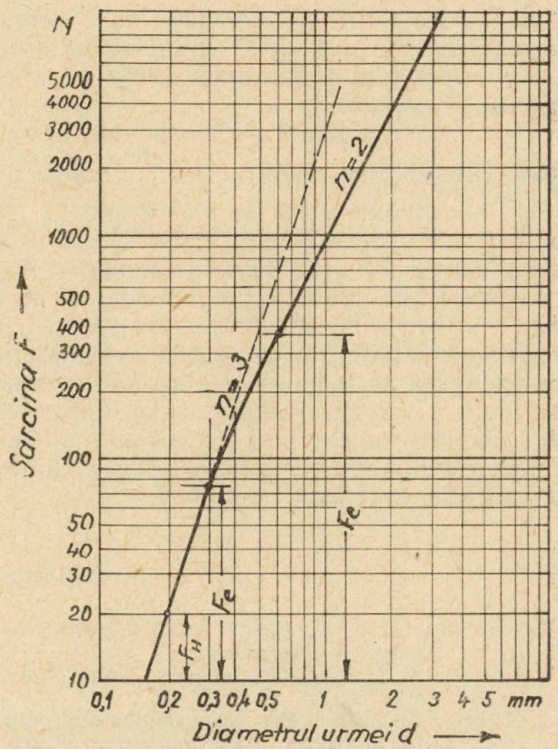


Fig. 2. Diagrama de imprimare sferă-plan la un oțel cu $E=2 \cdot 10^5$ MN/m² și $\sigma_{0,2}=770$ MN/m² după încercările lui D. Tabor [14].

Analiza expusă, asupra stării de tensiune sub presiunea de contact la imprimări sferă-plan, relevă posibilitatea determinării teoretice a unor relații între mărimea forței de apăsare și dimensiunea imprimării, relații specifice pentru fiecare domeniu în parte : elastic, elasto-plastic cu întărire și complet-plastic. Acceptarea unei singure relații pentru întregul domeniu — a unui singur exponent și a unei singure constante în relația (12) — nu este posibilă. Existența acestor legi diferite, care domină procesul de imprimare, relevă neconcludența examinărilor pe baza imprimărilor remanente, ca și în cazul practicii încercărilor de duritate.

Pentru determinarea efectivă a rezistenței materialului la presiuni de contact, se apreciază că ar trebui să se recurgă la urmărirea detaliată a întregului proces de deformare. Prin înregistrarea variației deformației — a diametrului imprimării în cazul penetratoarelor sferice, în funcție de mărimea forței aplicate, se poate evidenția practic comportarea mecanică globală a materialului, stabilindu-se în mod analog ca și la încercările de rezis-

tența — tracțiune, compresiune, încovoiere, răsucire — limitele caracteristice diferitelor categorii de deformații și anume :

— sarcina limită după Hertz — F_H — pentru care se ajunge ca $p_0 = \sigma_c$ — (relația 3) ;

— sarcina limită de elasticitate F_e, pînă la atingerea căreia se constată valabilitatea relației $F = a\frac{d^3}{R}$ (relația 10) ;

— sarcina limită de plasticitate F_c, la atingerea căreia se ajunge la o completă plasticizare a materialului, depășindu-se capacitatea de ecruisare, identificată prin stabilizarea relației $F = bmd^2$ (relația 11 a) — *figura 2.*

Sarcinile limită, astfel determinate pe baza diagramei de imprimare — *F, d* — constituie elemente certe pentru compararea cu caracteristicile de rezistență stabilite la încercările mecanice uzuale. De altfel, aceste caracteristici limită ar trebui să se impună în dimensionarea organelor de mașini, prezentînd o corespondență cu tensiunile calculate pentru diversele condiții de solicitare la presiuni de contact, înlocuindu-se raportarea arbitrară la caracteristicile convenționale și neconcludente determinate prin încercările de duritate, practicate în prezent.

BIBLIOGRAFIE

1. Auerbach, F. M. Hort (1931), *Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik*, Leipzig, Bart.
2. Föppl, A. (1897), Härteversuche, *Mitteilungen mech, techn. Lab. Techn. Hochschule*, München *25*, 37 și *28*, 42.
3. Föppl, L. (1936), Der Spannungszustand und die Anstrengung bei der Berührung zweier Körper, *Forschungen Ing. Wesen*, 209.
4. Hencky, H. (1944), Die Begriffe Härte und Formänderungswiderstand und ihre Anwendungsmöglichkeit im Materialprüfungswesen, *Stahlbau*, **17**, *5/7*, 21.
5. Hengemühle, W. (1965), Härteprüfung C.I.I., *Werkstoffhandbuch Stahl und Eisen* Düsseldorf.
6. Hertz, H. (1881), Über die Berührung fester elastischer Körper, *J. reine angew. Mathematik*, *92*, 156.
7. Holm, E. R., ș. a. (1949), Theory of hardness measurements applicabile to contact problems, *J. appl. Physic*, **20**, *4*.
8. Huber, M. T. (1905), *Zur Theorie der Berührung fester elastischer Körper*, Leipzig.
9. Işlinski, A. Iu. (1944), Osesimmetricinala zadacia plasticinosti i pribora Brinellia, *Prikladnaia matematika i mechanika*, **8**, *3*.
10. Meyer, E. (1909), Untersuchungen über Härteprüfungen und Härte, *VDI Forschungsheft*, *65/66*.
11. Pilipciuk, B. I. (1962), *Obzor teorii tviordosti*, Moskova, Standartghiz.
12. Rațiu, M. și R. Prexl (1964), Considerații asupra rezistenței la strivire a oțelurilor nealiate, *Cercetări metalurgice 6*, 407...417.
13. Späth, W. (1940), *Physik und Technik der Härte und Weiche*, Berlin, Springer.
14. Tabor, D. (1951), *The Hardness of metals*. Oxford, Clarendon Press.
15. Weingraber, H. (1952), *Technische Härtemessung*, München, G. Hauser.

Primit la redacție la 11 octombrie 1967

STUDIUL MODIFICĂRILOR PRODUSE ÎN OȚELURI ÎN CURSUL OBOSELII, PRIN MĂSURĂTORI ULTRASONICE

A. BERNATH

Centrul de cercetări tehnice din Timișoara, al Academiei R. S. România

În lucrare se expun rezultatele obținute la măsurarea variației constantelor de propagare a undelor ultrasonice, în cursul oboselii unor epruvete din otel moale (OLK 1 și OLC 10). S-a măsurat variația atenuării și a vitezelor de propagare v_L și v_T ale undelor ultrasonice, în funcție de nivelul de solicitare σ și de numărul ciclurilor de solicitare N. Pe lîngă mărimile acestea s-au mai determinat și modulele de elasticitate, fie direct, pe baza deflecțiunii epruvetei, fie indirect, calculîndu-le din vitezele de propagare. Au fost folosite unde ultrasonice de diferite tipuri — unde longitudinale, unde transversale și unde de suprafață (Rayleigh) — și epruvete supuse la diferite solicitări — încovoiere plană, alternanță, simetrică, încovoiere rotativă și tracțiune cu ciclu de același semn.

Rezultatele obținute în cercetările efectuate evidențiază diferite faze ale desfășurării fenomenului de oboseală, în care diferitele procese fizice — relaxarea și întărirea — deși au loc concomitent în cursul solicitărilor repetate, prevalează succesiv, ducînd în final la amorsarea de microfisuri de oboseală.

Deși fenomenul de oboseală este cunoscut de mai bine de un secol, mecanismul de desfășurare a procesului de la primul ciclu de solicitare și pînă la rupere, care se produce adeseori după mai multe milioane de cicluri, nu este elucidat într-un mod satisfăcător nici pînă în prezent.

Se cunoaște astăzi că în cursul solicitărilor repetate în metal se produc deformații specifice, esențial diferite de cele produse în cazul unei solicitări singulare și care determină procese ireversibile, ducînd cu timpul la destrămarea materialului și la amorsarea fisurilor de rupere.

Aceste procese determină desigur modificarea diferitelor constante fizice ale metalului, cum ar fi spre exemplu constantele elastice, termice, electrice, magnetice, precum și însăși a cifrelor de rezistență, aceasta din urmă reflectîndu-se și în cunoscutele curbe de deteriorare a materialului. Pe de altă parte, din studierea modificării mărimilor menționate, pot fi trase

concluzii asupra proceselor care se produc în metale în cursul fenomenului de oboseală.

Plecînd de la această idee, la Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România s-a propus să se studieze, sistematic și în paralel, modul de variație a diferitelor constante fizico-mecanice, urmărind a deosebi diferitele faze ale procesului de oboseală, pentru a da o explicație asupra felului în care se dezvoltă aceste faze, pînă la amorsarea fisurilor de rupere.

În acest referat sînt expuse pe scurt rezultatele obținute pînă în prezent prin urmărirea, în cursul solicitărilor repetate, a amortizării oscilațiilor elastice și a unor constante elastice, prin măsurători făcute asupra constantelor de propagare a unor unde elastice de frecvență ultrasonică.

Din examinarea materialelor publicate în acest domeniu a rezultat că în cercetările efectuate pînă în prezent în această direcție au fost folosite în special metode mecanice de determinare a coeficientului de amortizare și a constantelor elastice, utilizîndu-se frecvențe joase de oscilații *). Numai în puține cercetări — foarte recente — s-au folosit frecvențe ultrasonice, deși la acestea intervin fenomene noi — cum ar fi spre exemplu difuzia undelor ultrasonice pe heterogenitățile structurale — care aduc informări suplimentare prețioase.

1. MATERIALUL EXAMINAT ȘI METODELE FOLOSITE ÎN CERCETARE

Pentru cercetări s-au folosit două calități de oțeluri nealiate moi (0,08 ... 0,10% C) cu caracteristici mecanice apropiate:

Tabela 1

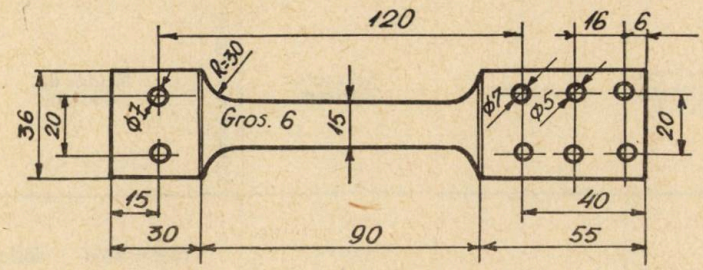
Datele caracteristice ale oțelurilor încercate

Materialul examinat	Starea	C %	σ_c kgf/mm²	σ_r kgf/mm²	E_{static} kgf/mm²	%
OLK 1	de livrare, normalizată	0,08	26,7	43	21 300	62,7
OLC 10		0,09	24	40	21 400	65

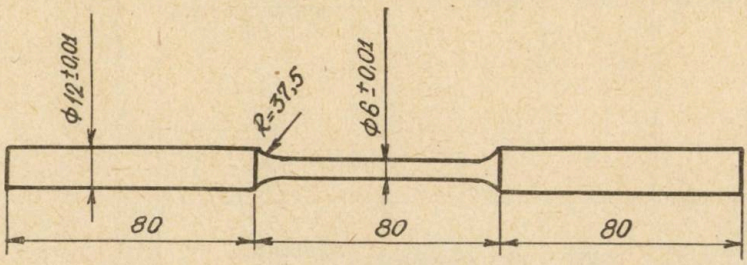
Metoda de cercetare urmată a constat în obosirea epruvetelor la diferite nivele de solicitări și urmărirea mărimilor studiate în funcție de numărul de cicluri de solicitare. S-au efectuat încercări la diferite solicitări: încovoiere plană cu cicluri simetrice, încovoiere rotativă și tracțiune cu ciclu de același semn. Epruvetele folosite la aceste încercări sînt arătate în *fig. 1*. Pentru măsurători s-au folosit unde ultrasonice longitudinale, transversale și superficiale (Rayleigh). Au fost măsurate cu metoda ecoului atenuarea undelor ultrasonice, viteza de propagare a undelor ultrasonice și modulul de elasticitate E, prin măsurarea deflecției epruvetelor în cursul oboselii. Afară

*) *În lucrare nu se mai insistă asupra rezultatelor obținute în cercetările publicate în acest domeniu, ele fiind analizate într-un studiu bibliografic nepublicat (1964)*

a.



b.



c.

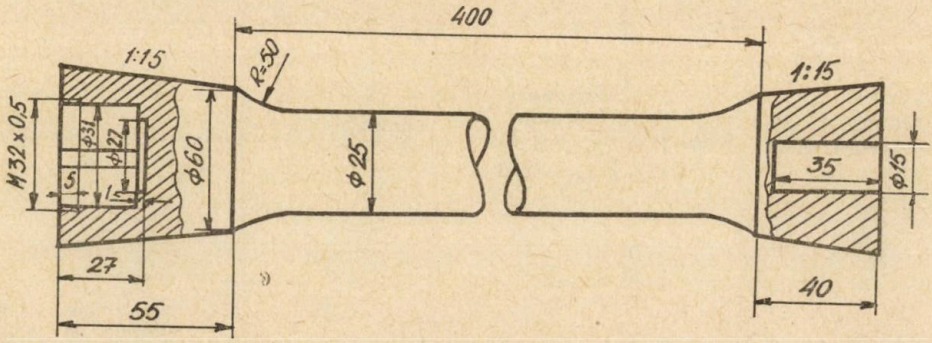


Fig. 1. Epruvetele folosite la măsurători: a — la încercări de încovoiere plană alternantă; b — la încercări de încovoiere rotativă; c — la încercări de tracțiune.

Date asupra metodelor

Solicitare	Frecvența solicitării rot/min.	Mașina	Epruveta utilizată	Parametri variabili	Metode de măsurare
					măsurarea deflecției
Încovoiere plană alternantă, cu ciclu simetric	1 500	Webi	Plană, secțiune dreptunghiulară 15×6 mm		
Încovoiere rotativă (cu ciclu simetric)	3 000	NU (Sovietic)	cilindrică ⌀ 6 mm	N,σ	unde ultrasonice, metoda ecoului
Tracțiune cu ciclu de același semn	550...600	Pulsator hidraulic $P_{min}=2$ t $P_{max}=60$ t	cilindrică ⌀ 25 mm		determinate din vitezele de propagare *)

*) *Determinare indirectă*

Tabela 2

de cercetare

Unde utrasonice folosite		Mărimi determinate	Modul de efectuare a măsurătorii	Precizia măsurării (±2 s)		Calitatea oțelului
Natura undei	Frecvența MHz			Absolută %	Relativă %	
—	—	modulul de elasticitate longitudinal	în cursul solicitării, în pauze de solicitare	—	±1	
superficiale (Rayleigh)	2	atenuarea undelor	în cursul solicitării, în pauze de solicitare	—	±2	OLK 1
		viteza de propagare	în pauze de solicitare	—	±0,2	
superficiale (Rayleigh)	2	atenuarea undelor	în pauze de solicitare	—	±2	
longitudinale	2	atenuarea undelor	în cursul solicitării, în pauze de solicitare	—	±2	
		viteze de propagare	în pauze de solicitare	±0,5%	±0,2	OLC 10
transversale	2	viteza de propagare	în pauze de solicitare	±1,0%	±0,4	
longitudinale +transversale	2	modulele de elasticitate E și G	—	—	—	

de aceasta au fost determinate indirect, din vitezele de propagare ale undelor ultrasonice longitudinale și transversale, valorile dinamice ale diferitelor constante elastice (E, G, λ, μ etc.), folosindu-se relațiile cunoscute din teoria elasticității.

Solicitarea la oboseală a epruvetelor s-a efectuat pe o mașină Webi (încovoiere alternantă), pe mașini tip Schenck (încovoiere rotativă) și pe un pulsator hidraulic (cu ciclu de același semn, sarcină maximă în regim variabil 60 t).

Pentru măsurarea constantelor de propagare ale undelor ultrasonice s-a folosit un aparat cu impulsuri, RFT — Erfurt, lucrînd după metoda ecourilor (cu impulsuri reflectate).

Datele principale ale măsurătorilor sînt trecute în tabela 2.

Faptul că nu s-a dispus de o cameră termostatată și de utilaj special pentru măsurarea atenuării undelor ultrasonice, a dus la unele limitări în ceea ce privește obiectivele urmărite și precizia de măsurare.

În continuare se descriu pe scurt diferitele măsurători efectuate.

a. Măsurători pe epruvete solicitate la încovoiere alternantă.

Măsurătorile s-au efectuat în cursul oboselii pe o mașină Webi a unor epruvete plate, din oțel moale OLK 1 în stare de livrare, prin solicitare la încovoiere plană cu ciclu alternant simetric, la diferite solicitări, începînd de la solicitări sub rezistența la oboseală ($\sigma_{-1} = 16{,}5$ kgf/mm^2) pînă la solicitări peste limita de curgere la încovoiere ($\sigma_c = 30$ kgf/mm^2). Dificultatea principală la încercările pe mașina Webi a fost aceea că, la solicitări peste limita de curgere, la reglarea mașinii pentru solicitarea dorită este foarte dificilă evitarea deformării plastice a epruvetei. Acest lucru s-a datorat faptului că în loc de epruvetele scurte recomandate a fi folosite la această mașină, cu solocitarea maximă pe o lungime foarte mică, a fost necesară folosirea unor epruvete lungi (fig. 1 a), la care solicitarea maximă apare pe o lungime suficient de mare ca modificarea mărimilor măsurate să devină sensibilă. Afară de aceasta, la folosirea unor astfel de epruvete se produce în timpul oboselii o scădere a deflecției epruvetei, deci și a solicitării la care era reglată mărimea la început, fiind nevoie de reglare continuă a deflecției (solicitării) în timpul oboselii, ceea ce necesită oprirea periodică a mașinii ; opririle au fost astfel stabilite încît între ele solicitarea să nu varieze cu mai mult de 1 kgf/mm^2.

Cercetîndu-se cauza acestui fenomen s-a ajuns la concluzia că în cursul oboselii se produce o micșorare a modulului de elasticitate, ceea ce duce la micșorarea deflecției și a amplitudinii solicitării, avîndu-se în vedere că mașina Webi folosită este cu acționare cu excentric, deci o mașină cu cursă constantă și nu cu solicitare constantă. Acest fenomen a fost folosit în mod util pentru urmărirea variației modulului de elasticitate, care a fost determinat prin calcul, pe baza variației măsurate a deflecțiilor.

In sfîrșit, o altă dificultate a constat în aceea că la defectoscopul ultrasonic folosit nu s-a dispus de palpatoare pentru unde superficiale. Folosirea undelor superficiale era impusă de modul de solicitare. La încovoierea alternantă se modifică în cursul oboselii doar stratul subțire de la suprafață, care astfel a trebuit să fie examinat cu unde ultrasonice a căror energie să se concentreze la suprafață. Astfel de unde sînt undele superficiale (Rayleigh), a căror energie descrește asimptotic cu distanța de la suprafață, devenind practic neglijabilă la o depărtare egală cu lungimea de undă. Prin confecționarea unor pene din plexiglass corespunzător calculate, adaptate la palpatorii unghiulari în miniatură existenți s-a reușit să se producă unde superficiale suficient de puternice, de frecvență 2 MHz (frecvența palpatorilor existenți). Avînd în vedere că grosimea maximă a epruvetelor plate din OLK 1, care puteau fi folosite la mașina Webi, nu putea să depășească 6 mm, măsurătorile ar fi fost mult mai precise dacă s-ar fi putut lucra cu frecvențe ale undelor ultrasonice între 6 ... 10 MHz. Din nefericire utilajul existent nu permite aceasta.

Curba Wöhler obținută prin încercarea epruvetelor din *figura 1 a*, pe mașina Webi, este arătată în *figura 2*.

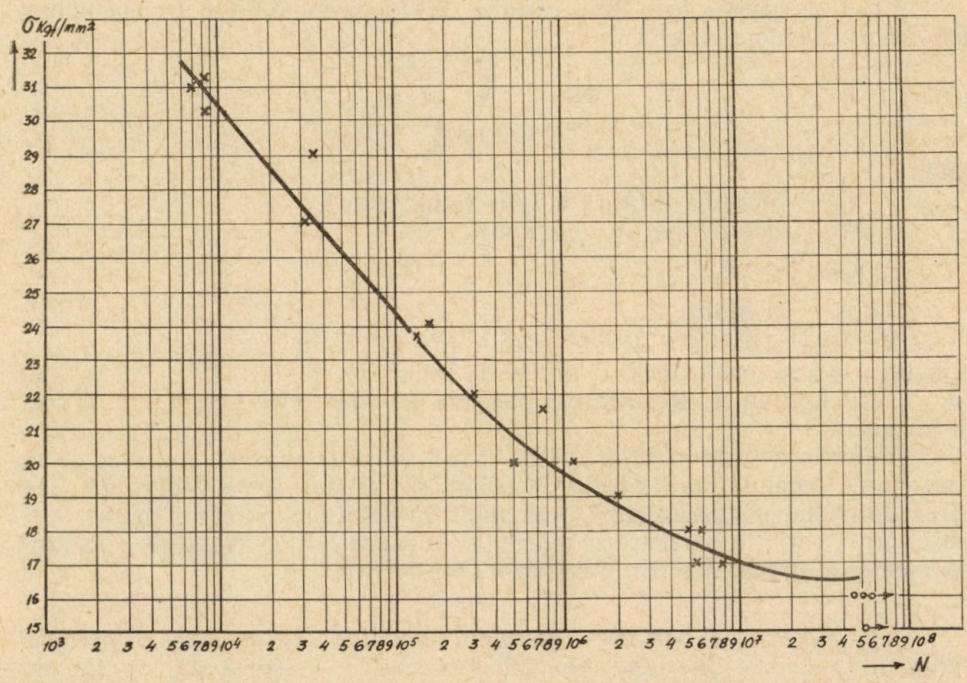


Fig. 2. Curba de durabilitate a oțelului OLK 1 la încovoiere plană alternantă simetrică.

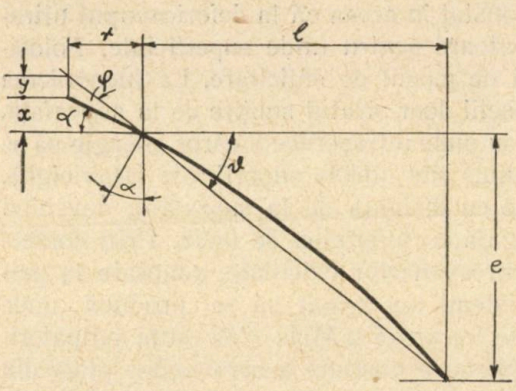


Fig. 3. Schema de încercare la încovoiere plană, alternantă, cu mașina Webi.

a.1. *Măsurarea variației modulului de elasticitate.* În *figura 3* este reprezentată schema de încercare a epruvetei. Epruveta este solicitată de un moment încovoietor $M = c \cdot a = c \cdot \operatorname{arc\,tg} \frac{x}{r} \cong c\frac{x}{r}$, rezultat prin încovoierea unui resort etalon. Valoarea momentului poate fi determinată din curba de etalonare a aparatului, în funcție de deflecția x, citită la un comparator.

Valoarea modulului de elasticitate $E = \sigma/\varepsilon$ poate fi calculată din relațiile :

$$\sigma = \frac{M}{w} = \frac{c}{w} \cdot \frac{x}{r} \qquad \varepsilon = \frac{a}{l}\varphi \cong \frac{a}{l}(\vartheta - \alpha) \cong \frac{a}{l}\left(\frac{e}{l} - \frac{x}{r}\right),$$

notațiile fiind acelea din *figura 3,* iar a — grosimea tablei.

Ceea ce interesează este variația $\Delta E/E_0$ a modulului de elasticitate. Efectuînd calculele rezultă :

$$\frac{\Delta E}{E_0} = \frac{\frac{\Delta x}{x_0} + \frac{\Delta x}{y_0}}{1 + \frac{\Delta x}{y_0}},$$

unde :

x_0 = valoarea inițială a deflecțiunii (mm),
Δx = modificarea lui x_0 (mm),
$y_0 = \frac{r}{l} e - x_0$,
r, l, e — în *figura 3.*

Variația modulului de elasticitate în funcție de numărul ciclurilor de solicitare a fost urmărită la 6 nivele de solicitare, între $= 15 \ldots 20$ kgf/mm² ($\sigma_{-1} = 16{,}5$ kgf/mm²). Rezultatele obținute au fost reprezentate în *figura 4* și în tabela 3.

Valorile trecute în *figura 4* au fost măsurate după un interval de numai cîteva secunde după încetarea solicitării, avîndu-se în vedere că încălzirea epruvetei nu deranjează prea mult, în schimb în timpul pauzelor s-a observat o variație oarecare a mărimilor măsurate (fenomene de relaxare), ceea ce ar fi grevat asupra preciziei măsurătorilor.

a.2. *Măsurarea variației atenuării undelor ultrasonice superficiale (Rayleigh).* Dintre diferitele măsurători efectuate, măsurătorile de atenuare au fost relativ mai puțin precise, nedispunînd de aparat ultrasonic adecvat.

Tabela 3

Variația modulului de elasticitate al undelor ultrasonice superficiale, în cursul oboselii (încovoiere plană)

Condiții de încercare

Mașina : Webi
Epruvete : plate, grosime 6 mm, oțel OLK 1
Metoda de determinare : urmărirea variației deflecțiunii
Rezistența la oboseală : $\sigma_{-1} \approx 16{,}5$ kgf/mm²

Variația modulului de elasticitate $\Delta E/E_0\%$

Nr. epr.	σ kgf/mm²	Începe scăderea N_1	Devine constant N_2	Începe creșterea N_3	Fisură N_4	Valoarea scăderii $\Delta E/E_0$ %	Obs.
50 a	15	$5 \cdot 10^3$	$2 \cdot 10^6$	$8 \cdot 10^6$	—	−1	Revine la valoarea inițială
47 a	16	$5 \cdot 10^3$	$4 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^6$	—	−2,5	Revine la valoarea inițială
46 a	17	$5 \cdot 10^3$	$4 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^6$	$8 \cdot 10^6$	−5	
41 a	18	$5 \cdot 10^3$	$4 \cdot 10^5$	$1 \cdot 10^6$	$6 \cdot 10^6$	−9	
32	19	$1 \cdot 10^2$	$4 \cdot 10^5$	—	$2 \cdot 10^6$	−8,5	
31	20	$1 \cdot 10$	$3 \cdot 10^5$	—	$5 \cdot 10^5$	−9	

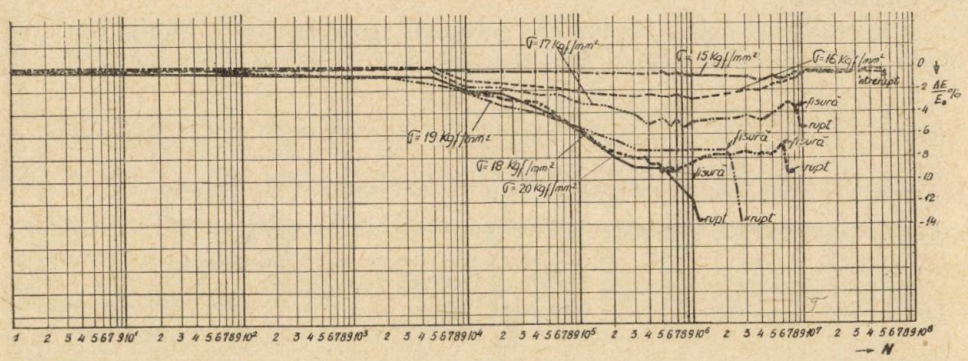


Fig. 4. Variația procentuală a modulului de elasticitate $\Delta E/E_0$, în funcție de numărul ciclurilor de solicitare N, la încovoiere plană alternantă simetrică.

Lipsa unui atenuator etalonat în db a împiedicat determinarea valorii coeficientului de atenuare, motiv pentru care s-au măsurat numai rapoartele semnalelor de pe ecran, la care s-a mai făcut o corecție pentru a ține cont de neliniaritatea amplificării și de alte surse de erori. În acest fel a fost posi-

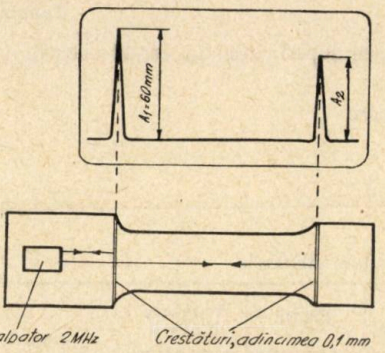


Fig. 5. Măsurarea atenuării undelor ultrasonice superficiale pe epruvete plate, solicitate la încovoiere plană alternantă.

bilă determinarea — dacă nu a valorii coeficientului de atenuare — dar a variației relative a atenuării, cu o precizie de ±2%.

Pentru măsurători s-au practicat două crestături la capetele porțiunii solicitate ale epruvetei, la o distanță de aprox. 90 mm una de alta, de adîncime foarte mică, 0,1 ... 0,15 mm, care nu puteau provoca localizarea fisurii în dreptul lor, dar erau totodată suficient de adînci pentru a obține de la ele ecouri destul de puternice. Menținîndu-se semnalul de pe ecranul osciloscopului, provenit de la primul ecou, la o înălțime constantă $A_1 = 60$ mm, s-a determinat variația raportului A_2/A_1 (db), A_2 fiind înălțimea semnalului provenit de la cel de-al doilea ecou, între ele undele fiind atenuate pe o lungime egală cu de două ori distanța dintre crestături (*fig. 5*). Mărimea A_2/A_1, pe lîngă atenuarea produsă în cursul propagării undei prin metal, mai conține și o atenuare aparentă datorită divergenței fasciculului, precum și o atenuare la cuplare (vezi [1], pag. 297). Întrucît această din urmă mărime se menține constantă în cursul solicitării epruvetei, variația A_2/A_1 (db) trebuie atribuită numai modificărilor structurale din metal, care au loc în cursul oboselii.

Rezultatele măsurătorilor de atenuare pe epruvete solicitate la oboseală prin încovoiere plană, sînt reprezentate în *figura 6* și tabela 4.

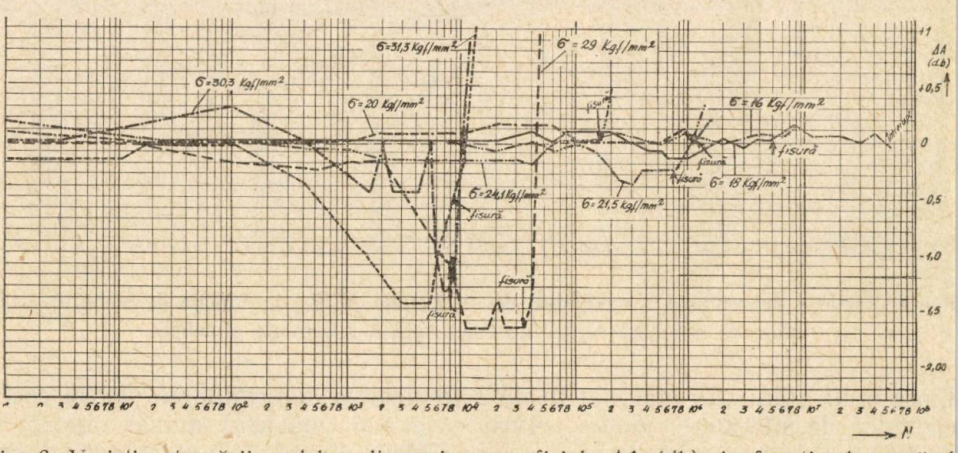


Fig. 6. Variația atenuării undelor ultrasonice superficiale ΔA (db), în funcție de numărul ciclurilor de solicitare N, la încovoiere plană alternantă simetrică.

Tabela 4

Variația atenuării undelor ultrasonice superficiale în cursul oboselii (încovoiere plană)

Condiții de încercare

Mașina : Webi
Epruvete : plate, grosime 6 mm, oțel OLK 1
Unde u. s. : superficiale (Rayleigh)
frecvența 2 MHz
metoda de măsurare : ecou
Rezistența la oboseală : $\sigma_{-1} \approx 16{,}5$ kgf/mm²

Variația atenuării ΔA (db)

Nr. epr.	σ kgf/mm²	Creștere (relativă)		Descreștere		Creștere finală	Fisură ~ 0,01 mm
		$N_1 \dots N_2$	ΔA (db)	$N_3 \dots N_4$	ΔA (db)	N_5	N_6
22	16	$10^5 \dots 5 \cdot 10^7$	0,10	—	—	—	nu
23	18	$4 \cdot 10^4 \dots 2 \cdot 10^5$	0,10	$3 \cdot 10^5 \dots 4 \cdot 10^6$	0,25	$5 \cdot 10^6$	$6 \cdot 10^6$
31	20	$2 \cdot 10^3 \dots 6 \cdot 10^4$	0,20	$10^5 \dots 5 \cdot 10^5$	0,20	10^6	$1{,}2 \cdot 10^6$
30	21,5	$2 \cdot 10^4 \dots 10^5$	0,10	$1{,}5 \cdot 10^5 \dots 4 \cdot 10^5$	0,40	$4{,}5 \cdot 10^5$	$8{,}5 \cdot 10^5$
26	24,1	—	—	$5 \cdot 10^2 \dots 4 \cdot 10^5$	0,20	$6 \cdot 10^4$	$1{,}7 \cdot 10^5$
27	29	$10^3 \dots 2 \cdot 10^3$	0,15	$3 \cdot 10^3 \dots 10^4$	1,4	$3 \cdot 10^4$	$3{,}5 \cdot 10^4$
28	30,3	$2 \cdot 10 \dots 10^2$	0,10	$2 \cdot 10^2 \dots 5 \cdot 10^3$	1,45	$6 \cdot 10^3$	$8{,}2 \cdot 10^3$
29	31,3	$10 \dots 10^2$	0,15	$2 \cdot 10^2 \dots 4 \cdot 10^3$	1,65	$8 \cdot 10^3$	$8{,}5 \cdot 10^3$

Valorile trecute în *figura 6* au fost măsurate de asemenea în doar cîteva secunde după încetarea solicitării, spre a înlătura influența efectului de relaxare. Intrucît în cursul unui ciclu de solicitare se produce o variație a atenuării, de același ordin de mărime cu creșterea ei în urma oboselii, măsurarea atenuării s-a efectuat totdeauna la solicitarea zero, trecînd de la solicitări de compresiune la solicitări de tracțiune (spre a evita influența unor efecte de histereză mecanică asupra măsurătorilor).

a.3. *Măsurarea variației vitezei de propagare a undelor ultrasonice superficiale.* Măsurarea vitezei de propagare a undelor ultrasonice a fost posibilă cu o precizie mult mai bună decît aceea a atenuării. Metoda folosită se bazează pe suprapunerea semnalelor provenite din epruvetă, cu acelea provenite dintr-un vas cu un lichid etalon, cu viteza de propagare cunoscută, la care distanța de la palpator la reflector este reglabilă cu un șurub micrometric (*fig. 7*). Pentru măsurători s-au folosit epruvetele de la a.2, ecourile de la cele două crestături fiind comparate pe rînd cu ecourile din lichidul etalon. Ca lichid etalon s-a folosit mai întîi apa distilată, la care se cunoaște cu precizie viteza undelor ultrasonice la 20 °C, precum și coeficientul de temperatură dv/dT în jurul acestei temperaturi. Cum însă

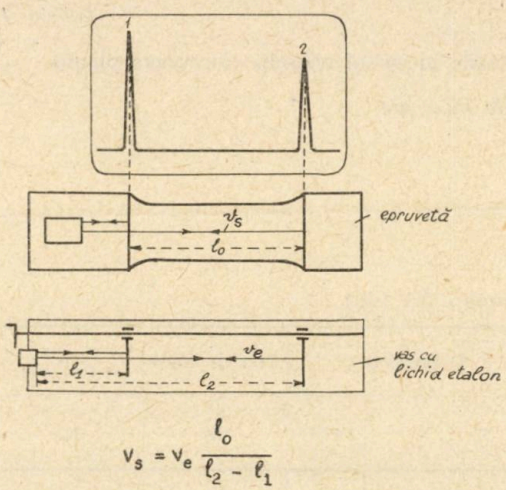


Fig. 7. Măsurarea vitezei de propagare a undelor ultrasonice superficiale pe epruvete plate, solicitate la încovoiere plană alternantă.

nu se dispunea de o cameră termostată, iar variațiile de temperatură din mediul înconjurător afectau în mare măsură precizia măsurătorilor, dată fiind valoarea mare a coeficientului de temperatură la apă ($\Delta v/\Delta T = 3$ m/sec/°C), mai tîrziu s-a perfecționat tehnica de măsurare, folosind ca lichid etalon un amestec de apă distilată cu alcool etilic (17,35% alcool). La acest amestec coeficientul de temperatură este în mod practic nul în jurul temperaturii de 20 °C ($v = 1610$ m/s $+ 0{,}3$ m/s în intervalul de 10 ... 30 °C [2].

Rezultatele măsurătorilor de viteză de propagare pe epruvete solicitate la oboseală prin încovoiere plană, sînt reprezentate în *figura 8* și tabela 5.

Valorile trecute în *figura 8* au fost măsurate în pauzele de solicitare, după aproximativ jumătate de oră de la încetarea solicitării, cînd variația datorită relaxării în mod practic încetă. Măsurarea în cursul oboselii sau imediat după încetarea solicitării nu este aici posibilă, datorită efectului puternic de încălzire a epruvetei asupra vitezei de propagare a undelor ultrasonice (la oțeluri $\Delta v/\Delta T = -1 \ldots 2$) m/s/ °C.

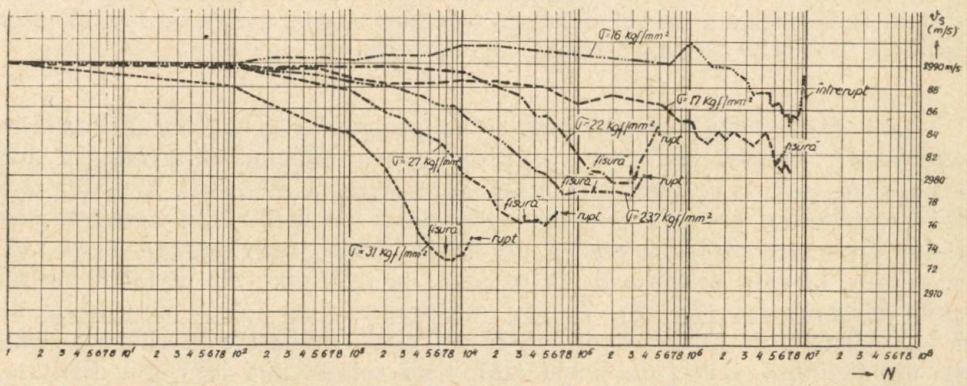


Fig. 8. Variația vitezei de propagare a undelor ultrasonice superficiale v_s, în funcție de numărul ciclurilor de solicitare N, la încovoiere plană alternantă simetrică.

Tabela 5

Variația vitezei de propagare a undelor ultrasonice superficiale în cursul oboselii (încovoiere plană)

Condiții de încercare

Mașina : Webi
Epruvete : plate, grosime 6 mm, oțel OLK 1
Unde u. s. : superficiale (Rayleigh),
frecvența 2 MHz
metoda de măsurare : ecou, interferometru
Rezistența la oboseală : $\sigma_{-1} \cong 16{,}5$ kgf/mm²

Variația vitezei Δv_s (m/s)

Nr. epr.	σ kgf/mm²	Descreșterea		Creșterea finală	Fisură ~0,01 mm
		N_1	ΔVs m/s	N_2	N_3
47	16	$2 \cdot 10^3 \ldots 8 \cdot 10^6$	5,9	$9 \cdot 10^6$	—
46	17	$10^3 \ldots 6 \cdot 10^6$	9,0	$6 \cdot 10^6$	$5{,}2 \cdot 10^6$
42	22	$2 \cdot 10^3 \ldots 2 \cdot 10^5$	10,5	$3{,}5 \cdot 10^5$	$3 \cdot 10^5$
43	23,7	$2 \cdot 10^2 \ldots 7 \cdot 10^4$	11,5	$2{,}8 \cdot 10^5$	$1{,}3 \cdot 10^5$
44	27	$2 \cdot 10^2 \ldots 3 \cdot 10^4$	14,0	$5 \cdot 10^4$	$3{,}2 \cdot 10^4$
45	31	$10^2 \ldots 7 \cdot 10^3$	17,5	$9 \cdot 10^3$	$7 \cdot 10^3$

b. Măsurători pe epruvete solicitate la încovoiere rotativă.

Aceste măsurători au fost efectuate pe mașini de oboseală cu moment constant, pentru a putea realiza solicitarea maximă pe o lungime mai mare a epruvetei, încît modificările produse în cursul oboselii să poată influența suficient de sensibil mărimea măsurată (atenuarea undelor ultrasonice superficiale).

Metalul examinat a fost identic cu acela folosit în § a : un oțel moale OLK 1 în stare de livrare. Curba de oboseală obținută pe epruvete cilindrice (*figura 1 b*) este arătată în *figura 9*.

În pauzele de solicitare, imediat (3 ... 8 sec.) după încetarea solicitării, a fost măsurată atenuarea undelor ultrasonice superficiale prin metoda ecoului, folosindu-se semnalele provenite de la două în-

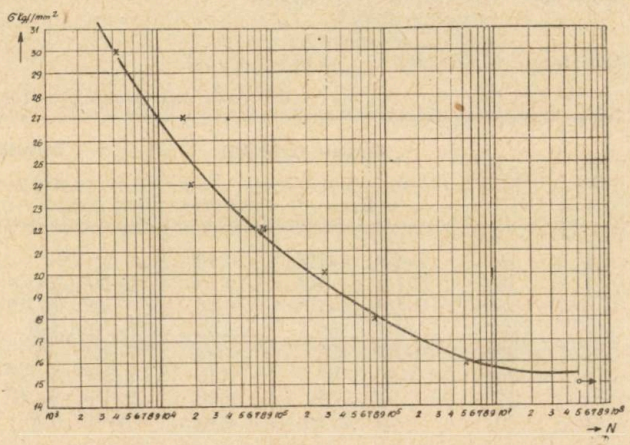


Fig. 9. Curba de durabilitate a oțelului OLK 1 la încovoiere rotativă.

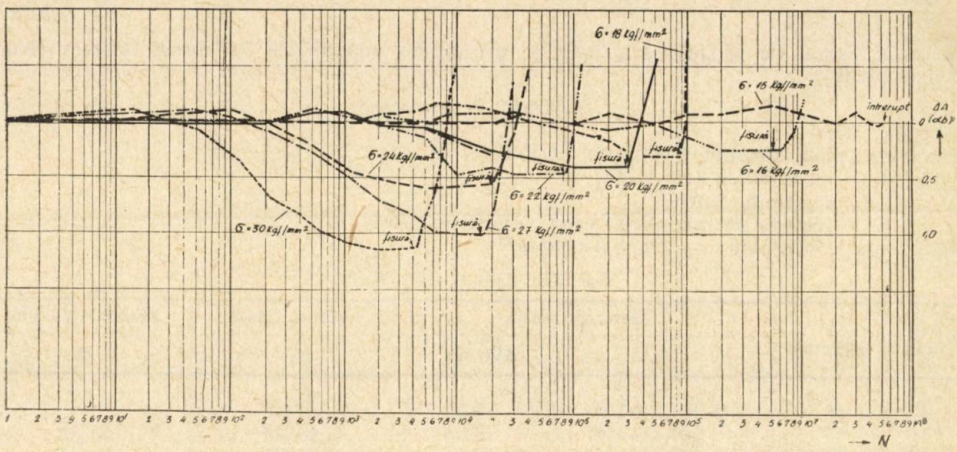


Fig. 10. Variația atenuării undelor ultrasonice superficiale ΔA (db), în funcție de numărul ciclurilor de solicitare N, la încovoiere rotativă.

crestări circulare, practicate la capetele lungimii solicitate a epruvetei *). Metoda de măsurare a fost identică cu aceea descrisă la § a.2.

Rezultatele măsurătorilor de atenuare pe epruvete solicitate la oboseală, prin încovoiere rotativă, sînt reprezentate în *figura 10* și tabela 6.

Tabela 6

Variația atenuării undelor ultrasonice superficiale în cursul oboselii (încovoiere rotativă)

Condiții de încercare

Mașina : moment constant (sovietică, tip NU)
Epruvete : cilindrice, ⌀ 8 mm, oțel OLK 1
Unde u.s. : superficiale (Rayleigh),
frecvența 2 MHz,
metoda de măsurare : ecou.
Rezistența la oboseală $\sigma_{-1} \approx 15{,}5$ kgf/mm²

Variația atenuării ΔA (db)

Nr. epr.	kgf/mm²	Creștere (relativă)		Descreștere		Creștere finală	Fisură ~0,01 mm
		N_1	ΔA (db)	N_2	ΔA (db)	N_3	N_4
12	15	$2 \cdot 10^3 \ldots 4 \cdot 10^7$	0,10	—	—	—	nu
11	16	$2 \cdot 10^3 \ldots 4 \cdot 10^4$	0,10	$5 \cdot 10^5 \ldots 2 \cdot 10^6$	0,25	$6 \cdot 10^6$	$5{,}2 \cdot 10^6$
10	18	$2 \cdot 10^4 \ldots 4 \cdot 10^4$	0,15	$10^5 \ldots 4 \cdot 10^5$	0,30	$9 \cdot 10^5$	$8 \cdot 10^5$
9	20	$5 \cdot 10^2 \ldots 10^3$	0,10	$5 \cdot 10^3 \ldots 10^5$	0,40	$3 \cdot 10^5$	$2{,}8 \cdot 10^5$
7	22	$5 \cdot 10^2 \ldots 10^3$	0,10	$2 \cdot 10^3 \ldots 10^4$	0,40	$8{,}5 \cdot 10^5$	$8 \cdot 10^5$
6	24	$3 \cdot 10 \ldots 10^2$	0,10	$2 \cdot 10^2 \ldots 5 \cdot 10^3$	0,60	$2 \cdot 10^4$	$1{,}8 \cdot 10^4$
4	27	$10 \ldots 10^2$	0,10	$2 \cdot 10^2 \ldots 6 \cdot 10^3$	1,00	$1{,}7 \cdot 10^4$	$1{,}6 \cdot 10^4$
2	30	$5 \ldots 2 \cdot 10$	0,10	$4 \cdot 10 \ldots 10^3$	1,10	$4 \cdot 10^3$	$4{,}2 \cdot 10^3$

*) Suprafața penei de plexiglas a pulsatorului înclinat a fost adaptată la curbura suprafeței epruvetelor cilindrice.

c. Măsurători pe epruvete solicitate la tracțiune cu ciclu de același semn.

Aceste măsurători au fost efectuate pe epruvete solicitate la oboseală n pulsator. Pulsatorul de 100 tone (60 t încărcare maximă, 2 t încărcare ninimă în regim variabil) de care s-a dispus pentru efectuarea acestor cer-etări, prezintă unele dezavantaje: a necesitat epruvete prea mari, nu per-nitea funcționarea nici în regim alternant simetric ($\sigma_{max} = -\sigma_{min}$), nici în egim pulsator ($\sigma_{min} = 0$), oprirea și pornirea era greoaie și se executa pe durată de 1 000—2 000 cicluri.

Încercările de oboseală au fost efectuate tot pe un oțel moale, OLC 10 n stare normalizată, folosindu-se epruvete cilindrice (*fig. 1*), în care s-au racticat orificii corespunzătoare pentru fixarea palpatorului și pentru re-lectarea undelor ultrasonice.

În decursul pauzelor de solicitare (1/2 de oră după încetarea solici-ării, timp necesar pentru terminarea proceselor reversibile, avîndu-se în edere că măsurarea imediat după încetarea solicitării nu era posibilă) au ost măsurate atenuarea și vitezele de propagare ale undelor ultrasonice, olosindu-se un palpator pentru unde longitudinale, de 2 MHz. S-a lucrat u metoda ecoului, luînd în considerare ecourile obținute de la o suprafață le reflexie de la capătul epruvetei, opus palpatorului.

Pentru eliminarea erorilor provenite din modificarea unor condiții de ncercare (temperatura mediului ambiant, amplificarea aparatului etc.), aralel cu măsurătorile pe epruveta supusă oboselii, s-au efectuat măsurători i pe o epruvetă etalon, valorile mărimilor măsurate pe epruveta încercată iind raportate la acelea măsurate pe epruveta etalon.

Scopul acestor cercetări a fost pe de o parte urmărirea modificărilor roduse prin cicluri nesimetrice, iar pe de alta urmărirea acestor modificări rin folosirea în loc de unde superficiale a unor unde longitudinale și ransversale.

c.1. *Măsurarea variației atenuării undelor ultrasonice longitudinale.* ntrucît la aceste măsurători nu s-a dispus de două semnale obținute pe pruveta încercată (practicarea unor tăieturi suficient de mari în epruvetă, entru a obține semnale utilizabile, ar fi dus la localizarea fisurii în dreptul ăieturilor), s-a luat drept măsură a atenuării raportul dintre semnalul A_2 bținut de la epruveta încercată și semnalul A_1 obținut de la epruveta eta-on, menținut constant la o amplitudine de 60 mm (*fig. 11*).

Rezultatele acestor măsurători sînt reprezentate în *figura 12.*

c.2. *Măsurarea variației vitezei de propagare a undelor ultrasonice ongitudinale și transversale.* Pentru măsurătorile de viteză s-a adoptat o ehnică care permitea pe baza ecourilor obținute la impulsuri incidente de

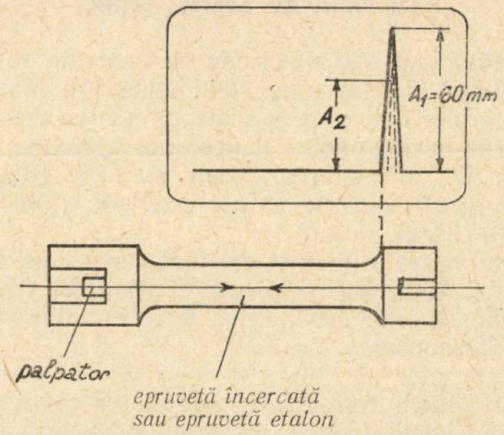


Fig. 11. Măsurarea atenuării undelor ultrasonice longitudinale pe epruvete cilindrice, solicitate la tracțiune cu ciclu de același semn

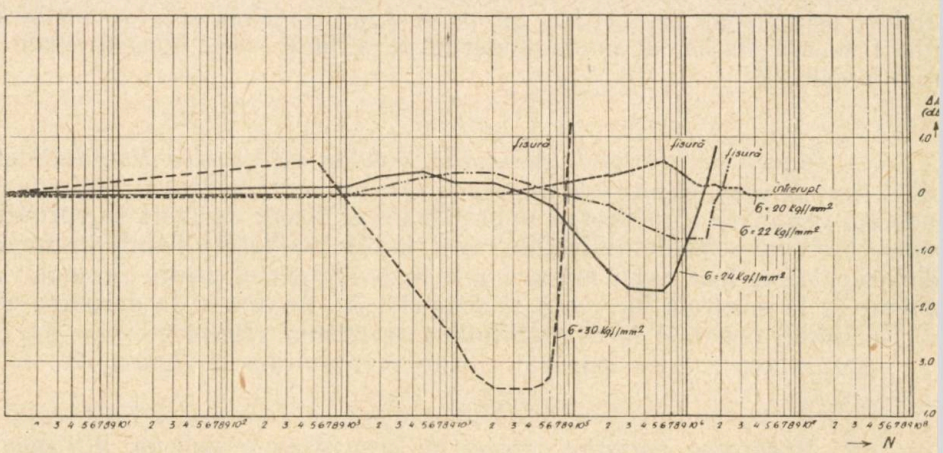


Fig. 12. Variația atenuării undelor ultrasonice longitudinale ΔA (db), în funcție de nu mărul ciclurilor de solicitare N, la tracțiune cu ciclu de același semn.

unde longitudinale, determinarea atît a vitezei undelor longitudinale v_L cît și a undelor transversale v_T [3]. Metoda este ilustrată în *figura 13.*

Folosindu-se aceleași epruvete ca la § c.1, prin reflectarea undelor longitudinale pe suprafața laterală a epruvetei se obțin unde transversale, care printr-o nouă reflectare se retransformă în unde longitudinale. De la aceste unde va rezulta un ecou decalat în urma ecoului undelor longitudinale, provenit direct de la suprafața de reflexie din capătul epruvetei.

Pentru măsurarea vitezelor de propagare s-a adoptat o metodă asemănătoare cu aceea folosită în § a.3, cu deosebirea că aici se dispune de un singur semnal din epruvetă, care se suprapune pe rînd cu primul și al doilea ecou din vasul cu lichidul etalon, citindu-se pe micrometru depărtările corespunzătoare în lichidul etalon l'_1 și l''_1. Echivalentul în lichid al parcursului în oțel va fi în acest caz $l_e = 2(l'_1 - l''_1)$, eliminîndu-se astfel imprecizia datorită necunoașterii exacte a impulsului inițial (*fig. 14*).

Pe baza schemelor din *figurile 13* și *14* se obțin următoarele relații pentru vitezele de propagare ale undelor longitudinale v_L și transversale v_T în oțel, precum și pentru modulul de elasticitate longitudinal E și cel transversal G :

$$v_L = v_e \frac{l}{l_e}, \quad v_T = v_e \frac{l}{l_e} \cdot \frac{l}{k+1},$$

$$E = \rho \cdot v_e^2 \left(\frac{l}{l_e}\right)^2 \cdot \frac{3k-1}{k(k+1)}, \quad G = \rho v_e^2 \left(\frac{l}{l_e}\right)^2 \cdot \frac{l}{k+1},$$

unde

$$k = \left(\frac{\Delta l_e}{l_e} \cdot \frac{2l}{d}\right)^2$$

v_e — viteza de propagare a undelor ultrasonice în lichidul etalon,

ρ — masa specifică a oțelului,

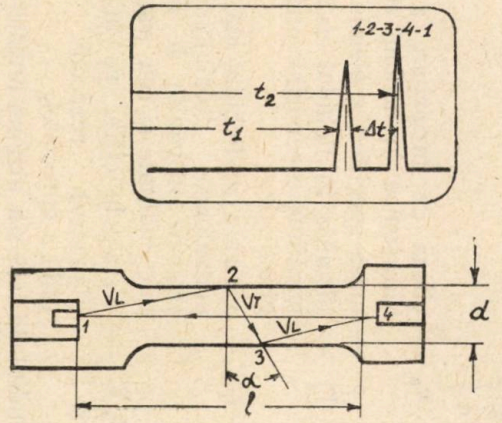
$l_e = 2(l'_1 - l''_1)$ — distanța în lichidul etalon corespunzătoare ecourilor undelor longitudinale,

$\Delta l_e = 2(l'_2 - l''_2) - 2(l'_1 - l''_1)$ — distanța în lichidul etalon corespunzătoare decalajului dintre ecourile provenite de la undele longitudinale și cele transversale,

l'_1, l''_1, l'_2, l''_2 — distanțele citite pe micrometru,

d și l — diametrul, respectiv lungimea utilă a epruvetei.

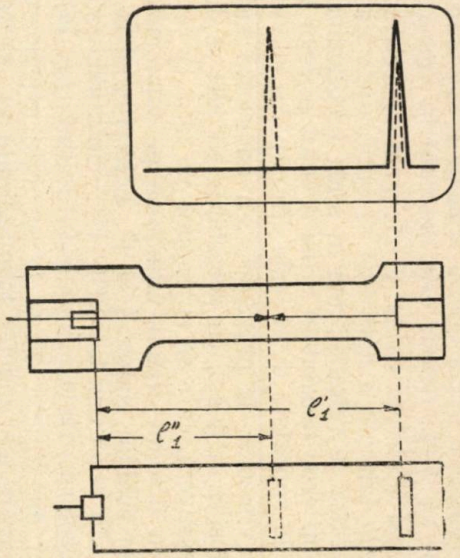
Avîndu-se în vedere că în studiul de față s-a propus urmărirea variației mărimilor măsurate în cursul oboselii, pe baza relațiilor de mai sus se calculează dv_L/v_{Lo}, dv_T/v_{To}, dE/E_0, dG/G_0, unde v_{Lo}, v_{To}, E_0 și G_0 sînt valorile mărimilor corespunzătoare epruvetei neobosite.



$$t_1 = \frac{2l_e}{V_e} = \frac{2l}{V_L}$$

$$\Delta t = \frac{2\Delta l_e}{V_e} = \frac{d}{V_T}\,\frac{1}{\sqrt{1-(V_T/V_L)^2}} - \frac{d}{V_L}\,\frac{V_T/V_L}{\sqrt{1-(V_T/V_L)^2}}$$

Fig. 13. Măsurarea vitezelor de propagare a undelor ultrasonice longitudinale și transversale, pe epruvete cilindrice, solicitate la tracțiune cu ciclu de același semn.



$$l_e = 2(l'_1 - l''_1)$$

Fig. 14. Măsurarea vitezelor de propagare a undelor ultrasonice pe baza ecourilor repetate obținute din lichidul etalon.

Efectuînd calculele se obține :

$$dv_L/v_{Lo} = a_1 \cdot dl_e \qquad a_1 = -1$$

$$dv_T/v_{To} = a_2 \cdot dl_e/l_e + a_3 \cdot d\Delta l_e/\Delta l_e \qquad a_2 = -\frac{1}{k+1}, \quad a_3 = -\frac{k}{k+1}$$

$$dE/E_0 = a_4 \cdot dl_e/l_e + a_5 \cdot d\Delta l_e/\Delta l_e \qquad a_4 = -\frac{8k}{(k+1)(3k-1)}, \quad a_5 = -\frac{2(3k+1)(k-1)}{(3k-1)(k+1)}$$

$$dG/G_0 = a_6 \cdot dl_e/l_e + a_7 \cdot d\Delta l_e/\Delta l_e \qquad a_6 = -\frac{2}{k+1} = 2a_2, \quad a_7 = -2\frac{k}{k+1} = 2a_3$$

unde l_e și Δl_e sînt valorile inițiale (corespunzînd la metalul neobosit) ale echivalentului în lichidul etalon al depărtării ecoului longitudinal, respectiv al decalării dintre ecoul longitudinal și cel transversal, iar dl_e și $d\Delta l_e$ sînt variațiile acestor mărimi în cursul oboselii.

Valorile coeficienților $a_1 \ldots a_7$ în funcție de k, în intervalul în care aceștia variază la epruvetele folosite, sînt reprezentate în *figura 15.*

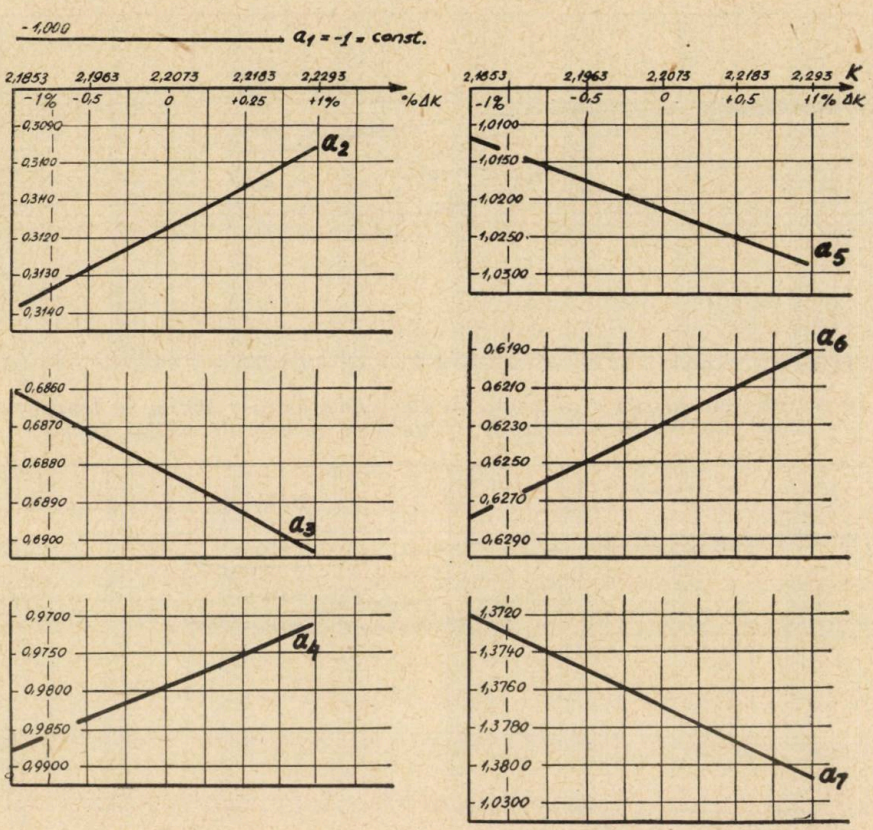


Fig. 15. Coeficienți pentru calcularea variației procentuale a vitezelor de propagare a undelor ultrasonice și a modulelor de elasticitate dinamice.

Şi la măsurătorile efectuate pentru determinarea vitezelor de propagare ale undelor longitudinale şi transversale respectiv ale modulelor de elasticitate s-au făcut măsurători pe lîngă epruveta încercată la oboseală şi pe o epruvetă etalon, pentru eliminarea unor abateri cauzate de influenţa factorilor necontrolaţi.

Precizia acestor măsurători este deosebit de mare. Precizia de citire este de 10^{-4} din mărimea măsurată, iar eroarea relativă totală în condiţiile nefavorabile (lucrul în hală, temperatura variabilă în limite largi) în care s-a lucrat este de aproximativ $\pm 2 \cdot 10^{-3}$ pentru dv_L şi de $\pm(3 \ldots 4)10^{-3}$ pentru dv_T, dE şi dG. Pentru condiţii de laborator erorile sînt şi mai mici, cam jumătate din valorile de mai sus.

Încercările s-au efectuat la patru nivele de solicitare diferite, începînd de la solicitări sub nivelul rezistenţei la oboseală ($\sigma = 21$ kgf/mm^2).

Rezultatele încercărilor sînt reprezentate în *figurile 16* şi *17*.

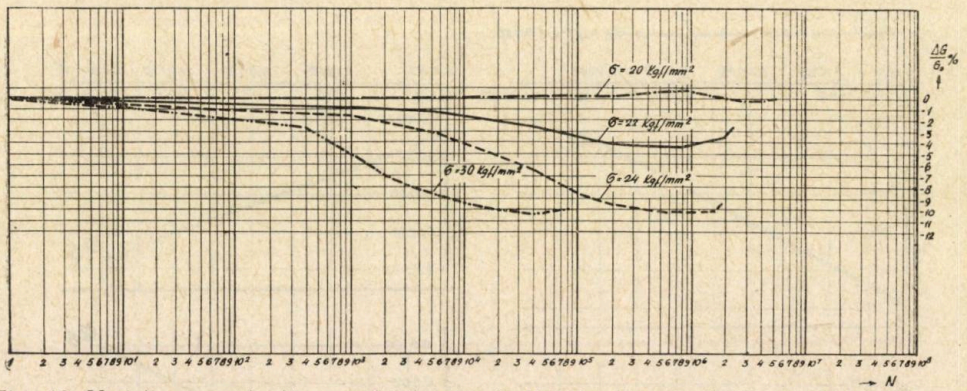


Fig. 16. Variaţia procentuală a modulului de elasticitate dinamic $\Delta G/G_0$, în funcţie de numărul ciclurilor de solicitare N, la tracţiune cu ciclu de acelaşi semn.

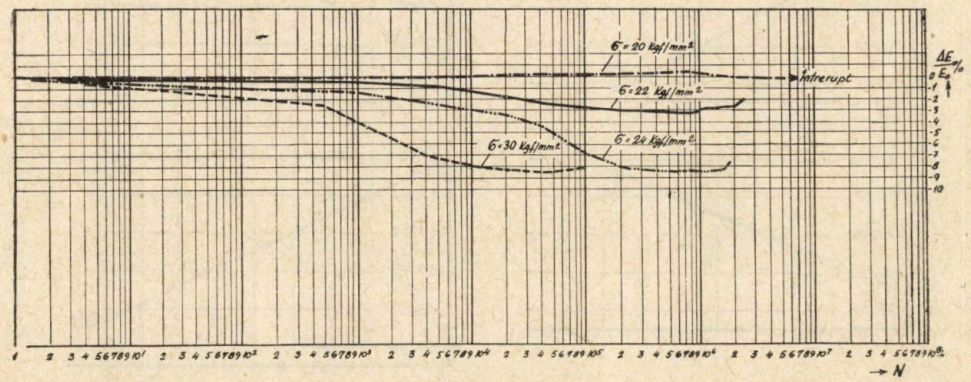


Fig. 17. Variaţia procentuală a modulului de elasticitate dinamic $\Delta E/E_0$, în funcţie de numărul ciclurilor de solicitare N, la tracţiune cu ciclu de acelaşi semn.

2. CONCLUZII

Din compararea diagramelor de variație a coeficientului de atenuare și a vitezei de propagare ale undelor ultrasonice, cît și a modulelor de elasticitate dinamice E și G, reiese că variațiile acestor mărimi, obținute în cursul încercării la oboseală sub diferite solicitări (încovoiere plană, încovoiere rotativă, ambele cu ciclu alternant simetric și tracțiune cu ciclu de același semn), folosind totodată unde ultrasonice de diferite tipuri (superficiale, longitudinale și transversale), sînt în general în bună concordanță (v. și *fig. 18*).

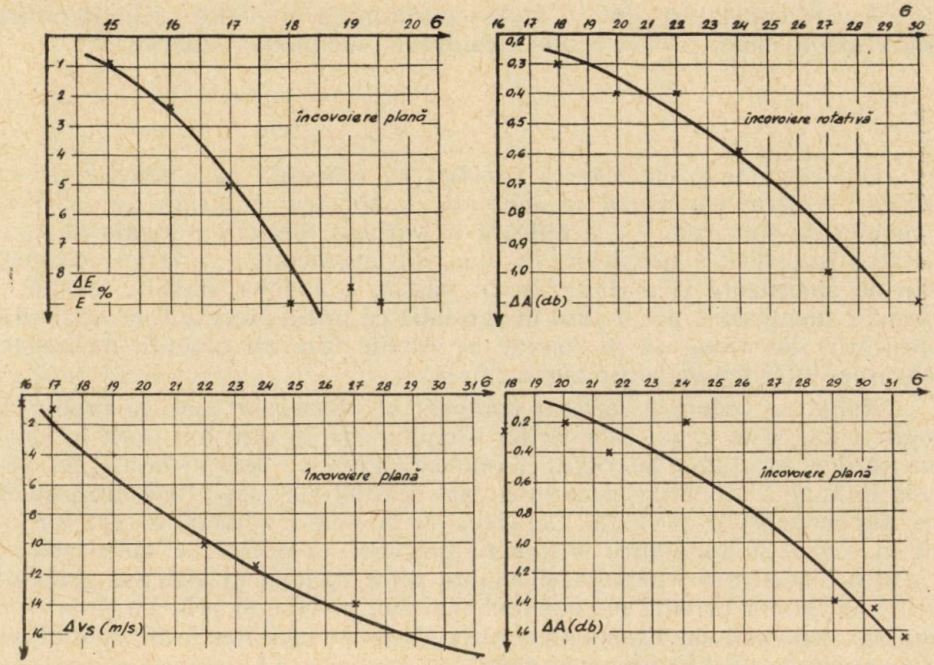


Fig. 18. Diagrama de variație a diferitelor constante elastice, în funcție de nivelul de solicitare σ.

Pe baza examinării curbelor de variație pot fi trase următoarele concluzii :

— în cursul solicitării epruvetelor din oțel la oboseală se produc două procese contrare, un proces de relaxare și un proces de întărire (desigur de altă natură decît la solicitări statice, cuprinzînd pe rînd diferite granule ale structurii policristaline);

— la început pare a fi preponderent procesul de relaxare, ceea ce duce la o creștere oarecare a vitezelor de propagare a undelor elastice (implicit și a modulelor de elasticitate) și a atenuării undelor ;

— mai tîrziu devine predominant procesul de întărire, care produce o variație contrară cu cea din faza precedentă, o scădere puternică a vitezelor de propagare și a atenuării, procesul de relaxare încetînd practic să mai joace un rol ;

— de la un moment dat se epuizează posibilitățile de întărire, valorile mărimilor măsurate devenind pentru un timp constante ;

— în ultima fază a oboselii se produce o destrămare a structurii, apar probabil microgoluri care produc o creștere finală puternică a atenuării, în urma fenomenului de dispersie a undelor ultrasonice pe microgoluri, în timp ce celelalte mărimi se schimbă relativ puțin.

Aceste constatări sînt în bună concordanță cu datele din literatură, sintetizate în studiul bibliografic nepublicat, menționat anterior.

*
* *

Din cercetările efectuate a rezultat că influența parametrilor principali care descriu fenomenul de oboseală — numărul ciclurilor de solicitare și nivelul de solicitare — se reflectă în variația mărimilor legate de comportarea mecanică a metalelor. În plus, din examinarea variației coeficientului de amortizare și a vitezei de propagare a undelor elastice rezultă că mărimile menționate pot fi puse în corelație cu unele procese care se produc consecutiv sau ajung să predomine în diferite faze ale oboselii metalelor : relaxarea, întărirea și destrămarea finală.

Avînd în vedere caracterul complex al proceselor care se produc în metale chiar și în cazul solicitărilor singulare și cu atît mai mult în cazul solicitărilor repetate, descrierea fenomenologică a mecanismului de oboseală întîmpină dificultăți deosebite, care dealtfel au reieșit încă din primele faze ale cercetărilor efectuate. De aceea, se impune o adîncire a cercetărilor, atît în sensul îmbunătățirii și măririi preciziei metodelor de măsurare, cît și pentru extinderea studiului și asupra altor metale, în vederea generalizării concluziilor privind mecanismul oboselii, precum și prin lărgirea frontului de cercetare cu examinarea altor caracteristici fizice, în special ale celor legate de modificările energetice.

BIBLIOGRAFIE

1. I. Făcăoaru, C. Negoiță, Al. Bernath (1965), *Măsurări și control cu ultrasunete*. Ed. tehnică.
2. A. Giacomini (1947), Ultrasonic velocity in ethanol-water mixture, *Journal, Acoustical Society of America*, **19**, 701—702.
3. A. Lutsch (1952), Eine einfache Methode zur Messung der elastischen Konstanten mit Hilfe der Ultraschall-Impulsen. *Zeitschrift f. Angewandte Physik*, **4**, 5, 166—168.

Manuscris primit în redacție la 10 noiembrie 1967.

CONTRIBUȚII LA STUDIUL INFLUENȚEI TEMPERATURII DE REVENIRE ASUPRA REZISTENȚEI LA OBOSEALĂ ȘI A ALTOR CARACTERISTICI MECANICE ALE OȚELURILOR DE ÎMBUNĂTĂȚIRE. PARTEA I.

A. BERNATH și V. MEDELEANU

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România, Timișoara

Examinarea influenței tratamentelor termice asupra caracteristicilor mecanice prezintă, datorită importanței problemei, un deosebit interes pentru construcția de mașini. Intrucît majoritatea datelor din literatură, utile pentru proiectanți, se referă la caracteristici statice, la Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România au fost întreprinse cercetări sistematice pentru determinarea tuturor cifrelor de rezistență importante, inclusiv caracteristicile dinamice ca rezilienta și rezistența la oboseală pe epruvete netede și pe epruvete încrestate, în funcție de temperatura de revenire, la diferite oțeluri de construcții.

Prezenta lucrare conține rezultate experimentale obținute pe trei sortimente de oțeluri nealiate și pe trei sortimente de oțeluri slab aliate.

Pe baza acestor rezultate pot fi alese domeniile optime ale temperaturii de revenire, în funcție de condițiile de exploatare, la piese fabricate din oțelurile examinate.

După cum se știe caracteristicile mecanice ale oțelurilor sînt determinate nu numai de compoziția lor chimică și proprietățile lor ereditare, dar într-o mare măsură și de tratamentele mecanice, termice și termochimice la care sînt supuse în cursul procesului de fabricație. Dintre aceste influențe, unul rol deosebit le revine tratamentelor termice. Astfel, după cum s-a arătat într-un alt studiu [1], influența temperaturii de revenire — doar în cadrul limitelor admise în standarde — la oțelurile de îmbunătățire, poate deveni mai importantă decît însăși influența compoziției chimice și a proprietăților ereditare ale oțelului.

Avînd în vedere importanța acestui fapt pentru industrie, precum și considerentul că în literatură există mai mult date privind caracteristicile statice, în prezentul studiu s-a propus cercetarea sistematică a caracteristi-

cilor mecanice — statice, dinamice și de oboseală — ale unor oțeluri de îmbunătățire nealiate și aliate, în funcție de temperatura la care se efectuează revenirea oțelurilor după călire. În prima etapă a studiului (ale cărei rezultate sînt redate în prezentul articol) au fost studiate trei oțeluri nealiate — din sortimentele OLC 35, OLC 45 și OLC 60 — și trei oțeluri aliate — din sortimentele 40 C 10, 40 CN 12 și 41 MoC 11 — ale căror compoziții chimice sînt date în tabela 1. În continuare, în cursul acestui an, au fost luate în studiu alte șase sortimente de oțeluri aliate *).

Tabela 1

Seria	Sortiment	Compoziția chimică								
		C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Mo
72	OLC 35	0,30	0,40	0,21	0,034	0,029	—	—	—	—
55	OLC 45	0,41	0,65	0,30	0,020	0,018	—	—	—	—
47	OLC 60	0,57	0,61	0,25	0,024	0,026	—	—	—	—
B6	40 C 10	0,45	0,62	0,36	0,033	0,025	0,21	1,05	0,09	—
B8	40 CN 12	0,40	0,71	0,35	0,020	0,035	0,19	0,57	1,31	—
B1	41 MoC 11	0,42	0,66	0,23	0,016	0,017	0,22	1,14	—	0,22

Oțelurile studiate au fost supuse unui tratament de normalizare, după care a urmat un tratament de îmbunătățire — călire plus revenire — respectîndu-se condițiile de tratament termic ale oțelurilor examinate, conform STAS 880-49 și 791-63, lărgind însă intervalul temperaturilor de revenire cu cîte 50 °C sub limita inferioară, respectiv peste limita superioară. Astfel, la oțelurile nealiate a fost studiat intervalul de temperaturi de revenire de 500—700 °C, iar la oțelurile aliate intervalul de 450—650 °C, în trepte de 50 °C. Ulterior, acolo unde a părut interesant, s-a mai încercat cîte o serie revenită cu 50 °C sub, respectiv peste limitele de mai sus. Temperaturile de transformare exacte au fost stabilite prin măsurători dilatometrice, temperaturile de tratament fiind stabilite astfel încît temperatura de transformare Ac_3 să fie depășită cu 40—50 °C la normalizare și cu 25—30 °C la călire. Duratele de menținere la temperatura de normalizare, călire și revenire au fost stabilite conform [2]. Condițiile de tratament termic sînt redate în tabela 2.

După efectuarea tratamentului termic de revenire a fost examinată microstructura oțelurilor, rezultatele fiind expuse în tabela 2. Microfotografiile evidențiază în general structuri specifice de revenire, acicularizate.

*) Oțelurile 36 M 17, 39 SC 15, 35 CMS 13, 36 MoCN 12, 39 TMC 12 și 50 VC 10.

Deși martensita produsă la călire, la reveniri începînd de la 300 °C în sus se descompune, precipitînd cementita ε, pînă ce se transformă întreaga martensită, acest fenomen nu poate fi observat la reveniri la temperaturi sub 400—500 °C, decît la microscopul electronic. La microscopul optic se păstrează aspectul acicular al martensitei și doar la reveniri la temperaturi mai înalte, de 600—700 °C, se observă coagularea cementitei în granule mici, dar observabile încă la măriri de 500—1 000 x.

Pentru determinarea caracteristicilor mecanice au fost confecționate epruvete cu diametre de 8 mm :

— pentru încercarea la tracțiune epruvete cu $l/d = 10$;

— pentru încercări la oboseală epruvete netede (torice) și încrestate ($\alpha_k = 3{,}6$).

Încercările de tracțiune au fost executate pe o mașină de 10 t, ridicîndu-se curbele de tracțiune, iar încercările de reziliență pe un ciocan de 15 kgm, folosind epruvete ISO-V. Încercările de oboseală ale epruvetelor netede și încrestate s-au efectuat pe mașini de încovoiere rotativă (3 000 rpm) cu epruveta în consolă. Pentru a reduce volumul de epruvete încercate la oboseală, determinarea rezistențelor la oboseală s-a efectuat după o metodă rapidă cu solicitări de amplitudine crescătoare, o variantă a metodei Prot, bazată pe încercări la trei viteze de solicitare [3], [4], [5], folosind în acest scop mașini cu sarcină crescătoare [3]. Această metodă a permis determinarea rezistențelor la oboseală medii, pe baza încercării unui număr redus de epruvete pentru fiecare serie încercată, metodele clasice necesitînd un volum prea mare de epruvete (pentru încercarea celor 36 de serii reprezentînd sortimente și tratamente diferite). La unele serii s-au efectuat încercări de control printr-o metodă prescurtată, cu solicitări de amplitudine constantă, metoda „pas cu pas" (step test method [5]). Rezultatele obținute prin această metodă și aceea menționată anterior au arătat între ele o concordanță destul de bună (abateri ±5%).

Rezultatele încercărilor la oboseală sînt expuse în *figura 1*, în care s-a reprezentat, pentru diferite oțeluri și tratamente de revenire considerate, rezistența finală la solicitări repetate σ_u, în funcție de viteza de încărcare u (kgf/mm²/ciclu). Prin extrapolare la viteza $u = 0$, corespunzînd unor solicitări repetate de amplitudine constantă, se obține valoarea limitei de oboseală.

Variația diferitelor caracteristici mecanice, în funcție de temperatura de revenire folosită, este arătată pentru oțelurile cercetate în *figura 2* și *3*. În aceste figuri sînt reprezentate variațiile următoarelor caracteristici mecanice : alungirea la rupere δ (tracțiune); contracția transversală la rupere ψ (tracțiune); limita de curgere σ_c (tracțiune); rezistența la rupere convențională σ_r (tracțiune); rezistența la rupere reală σ'_r (tracțiune); duritatea după Vickers, reziliența ISO-V, rezistența la oboseală pe epruvete netede σ_{-1} (încovoiere rotativă); rezistența la oboseală pe epruvete încrestate σ_{-1k} (încovoiere rotativă).

Nr. crt.	Notaţia	Marcă oţel	Temperatura de transformare		Normalizare		Călire	
			Ac_1	Ac_3	°C	Timp min.	°C	Timp min.
1	72	OLC 35	720	805	855	20	835	25
2	55	OLC 45	720	795	835	15	820	25
3	47	OLC 60	720	755	795	15	780	30
4	B1	41 MoC 11	725	790	830	15	815	25
5	B8	40 CN 12	715	765	805	15	795	30
6	B6	40 C 10	720	810	860	20	840	30

Tabela 2

Mediu răcire	Revenire				Microstructura după revenire
	Nr. probă	°C	Timp ore	Mediu răcire	
apă	6	450	1	aer	Structuri specifice de revenire, provenite din transformarea martensitei în urma precipitării cementitei ε; la temperatura de 600—650° cementita începe să coaguleze în grăunte vizibile la mărirea 500 x. Pînă la această temperatură structura păstrează forma aciculară a martensitei, însă concomitent cu coagularea are loc o destrămare treptată a acelor, ce nu mai sînt vizibile la 650°. La OLC 35, probabil din cauza unei căliri mai puțin intense, structura aciculară este mai puțin pronunțată.
	1	500	1	„	
	2	550	1	„	
	3	600	1	„	
	4	650	1	„	
	5	700	1	„	
ulei	6	450	1	aer	
	1	500	1	„	
	2	550	1	„	
	3	600	1	„	
	4	650	1	„	
	5	700	1	„	
ulei	1	500	1	aer	
	2	550	1	„	
	3	600	1	„	
	4	650	1	„	
	5	700	1	„	
	6	750	1	„	
ulei	6	400	1	ulei	Aceleași aspecte ca la oțelurile nealiate, însă structura finală este mai fină. La oțelul 40 CN 12 coagularea cementitei începe la temperaturi ceva mai joase, aproximativ la 550°.
	1	450	1	„	
	2	500	1	„	
	3	550	1	„	
	4	600	1	„	
	5	650	1	„	
apă	6	400	1	ulei	
	1	450	1	„	
	2	500	1	„	
	3	550	1	„	
	4	600	1	„	
	5	650	1	„	
ulei	1	450	1	ulei	Structura numai parțial acicularizată, ca urmare a răcirii în ulei, insuficient de rapidă în cazul acestui oțel. Coagularea cementitei începe și la acest oțel la temperaturi în jur de 550°.
	2	500	1	„	
	3	550	1	„	
	4	600	1	„	
	5	650	1	„	
	6	700	1	„	

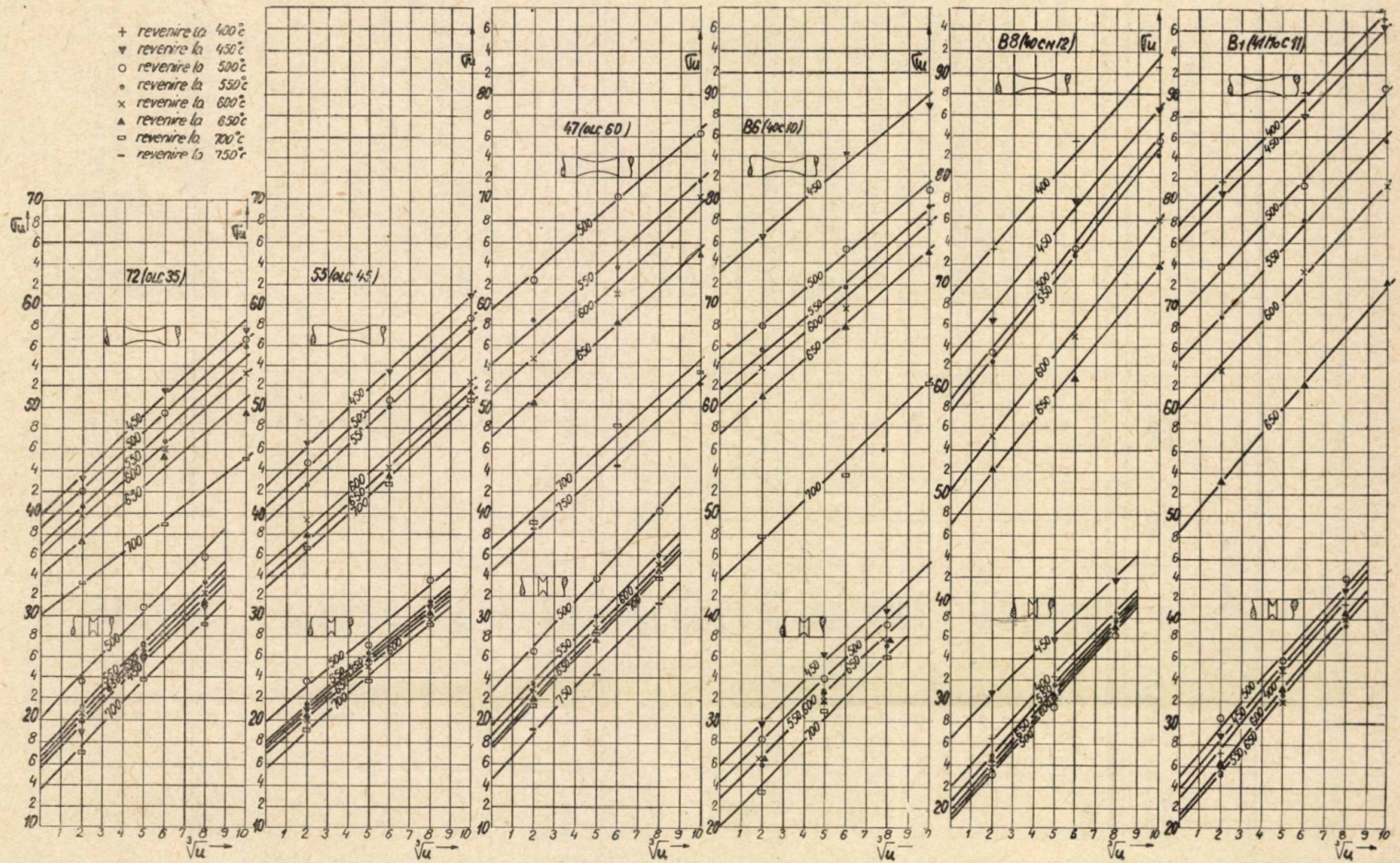


Fig. 1. Rezultatele încercărilor la oboseală

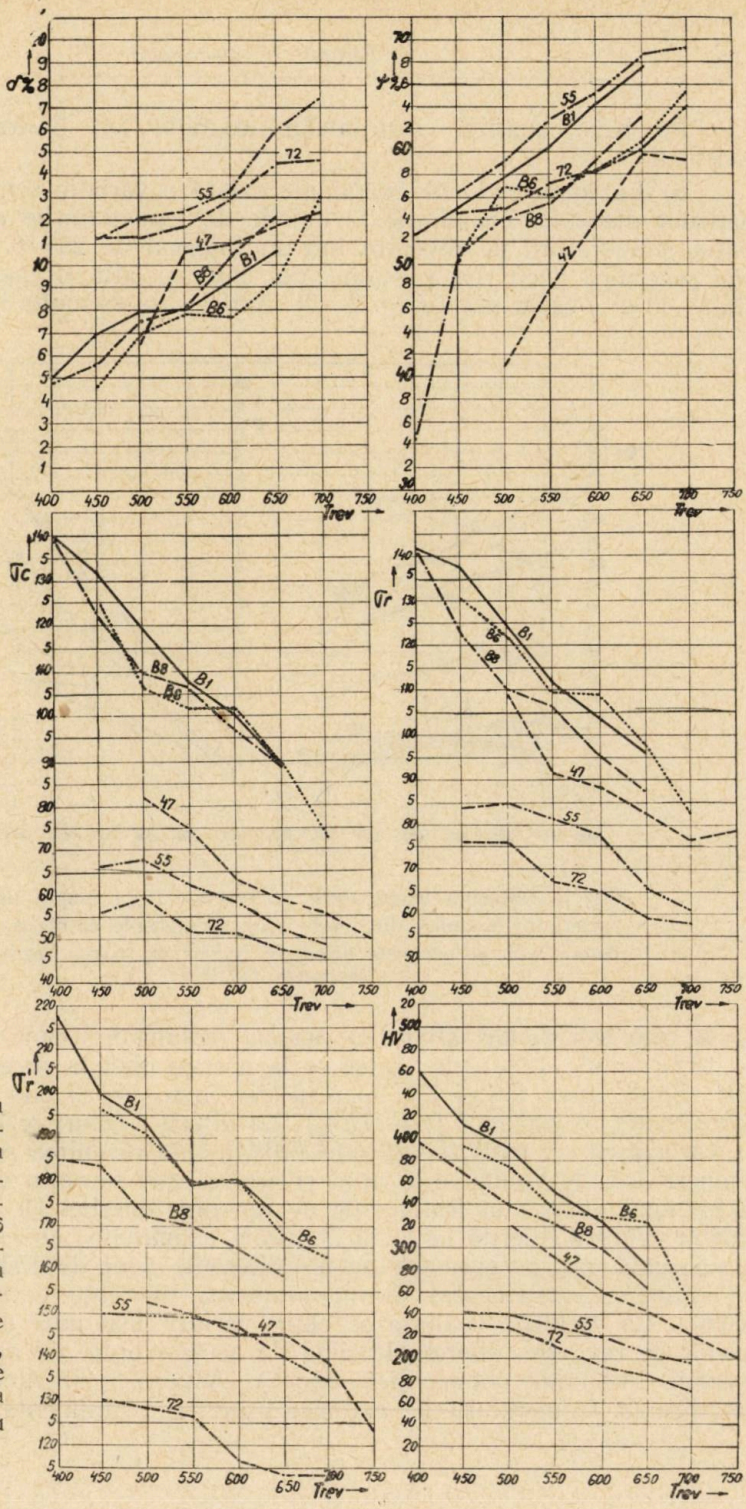


Fig. 2. Influența temperaturii de revenire T_{rev} asupra diferitelor caracteristici mecanice statice: alungirea δ contracția transversală ψ, rezistența la curgere σ_c, rezistența la rupere convențională σ_r, rezistența la rupere reală σ_r și duritatea Vickers HV (cu 10 kgf).

Pe baza analizei rezultatelor obținute pot fi trase următoarele concluzii :

a) La toate oțelurile examinate există o variație sensibilă a caracteristicilor mecanice examinate în funcție de temperaturile de revenire ; variația temperaturii de revenire într-un interval de 250 °C este în general mai puternică decît cea a compoziției chimice, atît în cazul oțelurilor nealiate, cît și a celor aliate (*fig. 2—3*). Astfel spre exemplu, limita de curgere

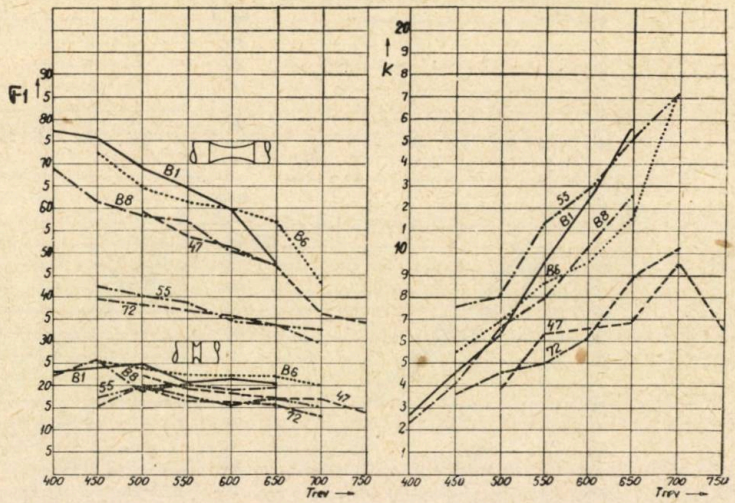


Fig. 3. Influența temperaturii de revenire T_{rev} asupra unor caracteristici mecanice dinamice : asupra rezistenței la oboseală σ_{-1} determinată pe epruvete netede și încrestate, asupra rezilienței k (epruvete ISO-V).

σ_c la cele trei oțeluri aliate, la același tratament termic, diferă cel mult cu 13 kgf/mm² (12%), de vreme ce la același oțel, la revenire la temperaturi situate între 450 și 700 °C respectiv între 400 și 650 °C, σ_c diferă cu aproximativ 55 kgf/mm² (65—75%). La diferite oțeluri rezistența la rupere σ_r variază cu cel mult 15 kgf/mm² (16%) cînd revenirea se face la aceeași temperatură, de vreme ce la unul și același oțel se obțin variații în jur de 50 kgf/mm² (60%) la tratamente de revenire diferite. De asemenea, compoziția chimică diferită la oțelurile aliate examinate cauzează la rezistența la oboseală σ_{-1} pe epruvete netede diferențe doar de 15 kgf/mm² (24%), de vreme ce tratamentul termic provoacă diferențe pînă la 30 kgf/mm² (64%). La oțelurile nealiate se obțin variații mai mici datorită temperaturilor de revenire, diferențele fiind de același ordin de mărime cu acelea datorite influenței compoziției chimice. Asupra rezilienței, de asemenea, modificarea temperaturii de revenire exercită o influență mai puternică

decît compoziția chimică. Astfel, între rezilienta determinată la aceeași temperatură de revenire, la diferite oțeluri, există diferențe de la simplu la dublu, pe cînd variația rezilienței la un oțel dat, în funcție de temperatura de revenire, poate duce la diferențe de la 1 la 5 ori (oțelul 40 CN 12 și 41 MoC 11).

b) Cu reducerea temperaturii de revenire cresc cifrele de rezistență statice σ_c, σ_r, σ'_r și rezistența la oboseală pe epruvete netede σ_{-1}, dar scade contracția transversală ψ.

c) Rezistența la oboseală pe epruvete încrestate σ_{-1k} variază relativ puțin în raport cu compoziția și este aproape constantă într-un domeniu relativ larg al temperaturii de revenire, variațiile observate fiind numai cu ceva mai mari decît dispersia observată datorită neomogenității materialului și nepreciziei determinării rezistenței la oboseală. La temperaturi de revenire mici, 400—500 °C, se observă o tendință de scădere a lui σ_{-1k}, legată de mărirea sensibilității la încrestare a oțelurilor.

d) Studiul variației caracteristicilor mecanice ale oțelurilor în funcție de temperatura de tratament termic, permite stabilirea tratamentului optim în funcție de regimul de solicitare la care se așteaptă să fie supusă piesa în exploatare. Astfel, în cazul oțelurilor de îmbunătățire studiate, pe baza rezultatelor obținute ar putea fi recomandate temperaturile de revenire trecute în tabela 3.

Tabela 3

Nr. crt.	Condiții de funcționare	Sortiment de oțel					
		OLC 72	OLC 45	OLC 60	40 C 10	40 CN 12	41 MoC 11
		Temperatura de revenire optimă					
1	O+U	<500	<500	<500	<400	<400	<400
2	O+C	~500	~500	~500	~450	~450	~500
3	O+D	~650	~650	650—700	~650	~600	550—600
4	O+U+C	~500	~500	~500	~450	~450	450—500
5	O+C+D	600—650	600—650	650—700	550—650	550—650	550—650
6	O+U+D	550—600	550—600	550—600	600—650	500—550	500—600

Legendă: O — oboseală, U — uzură, C — Crestătură, D — Solicitare dinamică.

*
* *

In literatură există date asupra variației cifrelor de rezistență statice ale oțelurilor de îmbunătățire studiate în funcție de temperatura de revenire [6], [7] etc. Cifrele sînt însă sensibil diferite, datorită faptului că

datele din literatură se referă la epruvete cu dimensiuni mult mai mari. Din comparația cifrelor rezultă că efectul dimensional este apreciabil, chiar în cazul caracteristicilor statice. Acest lucru poate provoca discuții între furnizori și beneficiari în ceea ce privește cifrele obligatorii la recepție. În consecință, se socotește util a se acorda în viitor o mai mare atenție acestei probleme. Studierea efectului dimensional și a influenței tratamentelor termice se impune pentru furnizare de date mai ample pentru standardele de oțeluri.

În ceea ce privește variația rezistenței la oboseală a epruvetelor netede σ_{-1} și încrestate σ_{-1k}, nu am putut găsi date consistente în literatură.

Studiul influenței temperaturii de revenire asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor de îmbunătățire urmează să fie extins în continuare și asupra altor sortimente de oțeluri aliate.

BIBLIOGRAFIE

1. A. Bernath, H. Horovitz, I. Sos (1965), Asupra rezistenței la oboseală a unor sortimente de oțeluri aliate, de îmbunătățire. *Comunicările celei de-a V-a conferințe de sudură și încercări de metale. Partea a II-a. Încercări de metale*, 635—655.
2. A. P. Gulaev (1962), *Tratamentul termic al oțelului*. E. Tehnică, București.
3. I. Hajdu, M. Bernath, T. Herlescu (1960), O mașină de încercat la oboseală sub sarcină progresivă. Acad. R.P.R., Baza de cercet. științifice, Timișoara, *Studii și cercetări, Științe tehnice*, **7**, *3—4*, 267—275.
4. A. Bernath, I. Hajdu, V. Safta (1963), Examinarea metodei Prot de încercare la oboseală cu sarcini progresive. Încercări efectuate asupra oțelurilor carbon de îmbunătățire. Acad. R.P.R., Baza de cercet. științifice Timișoara, *Studii și cercetări, Științe tehnice*, **10**, *1*, 35—48.
5. * * * A tentative guide for fatigue testing and the statistical analysis of fatigue data — ASTM — *Spec. techn. publ.* nr. 91 A.
6. DIN 17200 : Vergütungsstähle. Eigenschaften (Dez. 1951).
7. J. Everhart, W. E. Lindlief, J. Kanegis, P. G. Weissler, F. Siegel (1943), *Mechanical properties of metals and alloys*. National Bureau of Standards, Washington.

Lucrare primită în redacție la 12 octombrie 1967.

COMPORTAREA MAGNETICĂ A OȚELULUI OLC 60 SOLICITAT LA TRACȚIUNE VARIABILĂ

T. HERLESCU

Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R. S. România

Încercările de îmbunătățire a metodelor magnetice, folosite pentru studierea stărilor de tensiune prin depistarea condițiilor optime de magnetizare și măsurare, nu au putut elimina dificultățile produse de varietatea mare a rezultatelor și sensibilitatea lor față de fenomene perturbatoare.

Părăsind încercarea statică folosită pînă acum, autorul arată că încercînd epruvetele la tracțiune prin combinații de solicitări cu R=0 și pînă la =+1, conținutul informațiilor obținute pe cale magnetică, privind comportarea mecanică a oțelului OLC 60, se îmbogățește simțitor și devine caracteristic pentru starea materialului.

Cercetările care urmăresc comportarea oțelurilor expuse solicitărilor statice sau variabile în timp, atît în laborator cît și în exploatare, au nevoie de o metodă care să furnizeze pe lîngă date legate de starea de tensiune ca fenomen primordial și informații privind urmările regimului de solicitare suportat, ca fenomene secundare, cum sînt ecruisarea, modificarea structurii, apariția micro- și macro-fisurilor etc.

1. Studiul documentației de specialitate arată că legătura existentă dintre variațiile caracteristicilor magnetice și modificările în starea de solicitare, elementele de aliere și structura unui metal sau aliaj — studiate în vitro la nivelul cristalelor pure de către fizicieni [1], și la scară industrială la aliaje electrotehnice de către tehnicieni — este considerată ca promițătoare pentru găsirea unor metode corespunzătoare și la metale feromagnetice tehnice, în particular la oțeluri.

A. Langevin [2], P. E. Lagasse [3], M. Mc. Caig [4], K. Hoselitz [5] și alții, prin studiile lor privind oțelurile folosite în tehnică, au evidențiat o serie de legături dintre caracteristicile magnetice și mecanice. F. Förster [6] a pus la punct scheme și aparate industriale care sînt folosite în producție în scopuri defectoscopice și de examinări nedistructive. K. Fink,

M. Hempel [7] și alții au arătat modificarea inducției magnetice la epruvete din oțel supuse la încercări de oboseală, stabilind pentru explicarea rezultatelor cîteva ipoteze deocamdată neverificate.

2. În scopul dobîndirii unor date suficiente pentru explicarea fenomenelor care apar în decursul încercării la oboseală — în prima etapă prin solicitări variabile la tracțiune — autorul și-a propus să găsească mijloacele cu care să poată mări conținutul de informații a măsurătorilor magnetice în privința proprietăților mecanice ale oțelurilor.

Într-adevăr, cercetarea corelației dintre mărimile magnetice și starea de solicitare este frînată considerabil de diversitatea mare a rezultatelor și reproducerea lor anevoioasă chiar și în cazul aceluiași sortiment de oțel. Aceste dificultăți se datoresc pe de o parte numărului apreciabil de parametri fizici și magnetici care intervin, iar pe de altă parte sensibilității ridicate a metodelor magnetice față de diverși paraziți. Perfecționarea metodelor magnetice nu a avut rezultatele dorite.

2.1. Ca material pentru cercetare s-a ales oțelul OLC 60, care sub formă de sîrmă trefilată de $\phi 2$ mm se livrează în stare puternic ecruisată, cu calități foarte omogene, pe lungimi destul de mari, din care pot fi extrase suficiente epruvete de încercare. Din cantitatea livrată a fost selectată pe cale magnetică — Ferrotester Orion — o porțiune la care variațiile curbei de istereză au fost neglijabile și din care s-au tăiat peste 80 de bucăți, epruvete.

2.2. După tratamentul termic a două treimi din material, epruvetele au fost împărțite în trei grupe corespunzătoare stărilor de livrare, normalizare și recoacere. În tabela 1 se dau rezultatele.

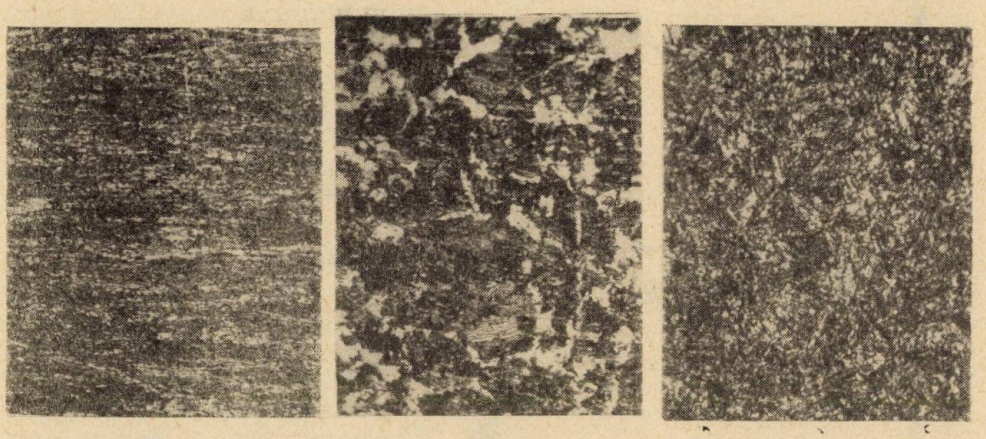
Scopul tratamentelor a fost obținerea unei grupe de epruvete cu tensiuni remanente importante și cu structură de trefilare, a alteia cu aceeași

Tabela 1

Materialul studiat: OLC 60

Notarea	Stare	Microduritate Vickers: 200 g/5 s	Structură	Numărul epruvetelor încercate	Observații
60/10	livrare	441	fig. 1 a	21	10—15 trepte de măsurare cu cîte 5 determinări
60/20	recoacere	110	fig. 1 b	21	Precizia relativă a instalației de măsurare ±5%
60/30	normalizare	408	fig. 1 c	21	Compoziția chimică: C =0,62% Mn=0,69% Ni =0,06%

structură însă cu tensiuni remanente mai reduse și în fine a unei ultime grupe cu structură complet diferită și cu tensiuni remanente mici. Microdurităţile din tabela 1 și structurile redate în *figura 1* evidențiază o apropiere satisfăcătoare de scopul propus.



a) *b)* *c)*

Fig. 1. Structurile epruvetelor : a — grupa 60/10 ; b — grupa 60/20 ; c — grupa 60/30. Mărire×500.

2.3. La alegerea felului de solicitare s-a ținut seama de comportarea diferită magnetostrictivă a oțelurilor supuse la tracțiune sau compresiune adoptînd tracțiunea pură, convenabilă și în privința utilajelor disponibile.

Perspectiva folosirii rezultatelor pentru cercetarea fenomenului de oboseală a impus realizarea unei serii de încercări pornind de la solicitări statice și parcurgînd domeniul solicitărilor oscilante pînă la solicitări pulsante. Încercările de orientare au arătat că nu este necesară realizarea tuturor combinațiilor posibile de solicitări oscilante, ci este suficientă executarea unor încercări pînă la rupere după programele indicate în *figura 2*, unde componentele invariabile să nu depășească 1/10 din solicitarea la rupere.

Încercările de rupere după unul din aceste programe au fost executate sau prin încărcare statică crescătoare continuu sau prin mărirea încărcărilor în trepte. Durata medie a unei încercări de rupere cu viteză de încărcare constantă a fost de 40 secunde sau 2 000 de cicluri oscilante. Încercările cu încărcare în trepte durau cîte 6 000 de cicluri oscilante sau pulsante, ajungînd la rupere cu 12—15 trepte, după 70 pînă la 90 000 de cicluri.

2.4. Alegerea metodei și mărimii magnetice de studiat, cîntărită prin prisma obiectivului sus-menționat, a avut ca scop găsirea unei soluții cît

mai practice folosind utilajul existent. Bazat pe unele date din literatura de specialitate [2], [3] s-a ales folosirea soluției cunoscute sub denumirea de montaj diferențial cu bobina de trecere [6], legate la o punte electrotensometrică. Instalația cu aparatele folosite este redată în *figura 3.*

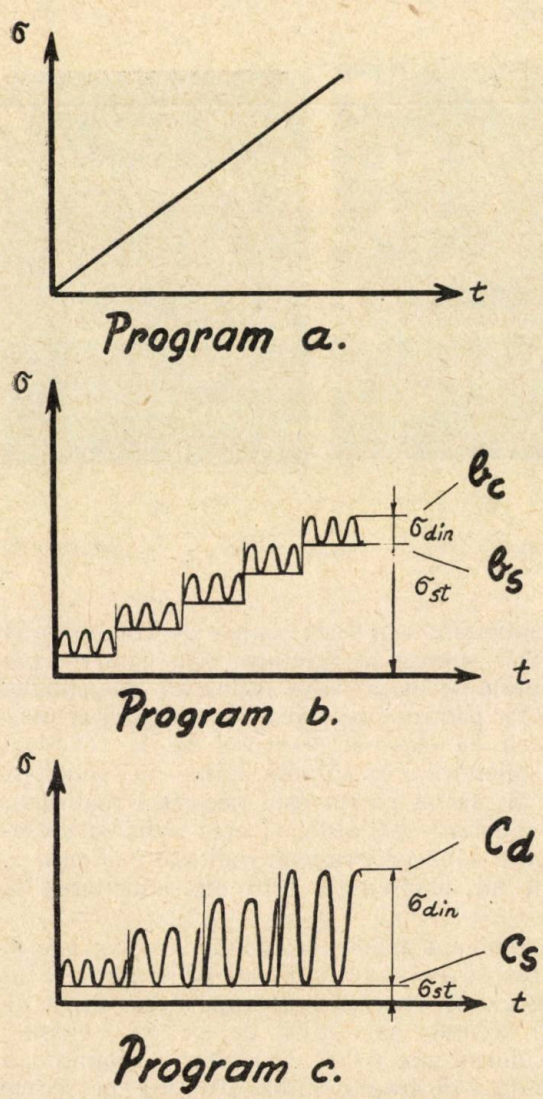


Fig. 2. Programul desfășurării în timp a încercărilor de rupere la tracțiune. Program *a*; încărcare statică $R=+1$ — program *b*: încărcare oscilantă $+1>R>0$ — program *c*: încărcare pulsantă $R\simeq 0$.

Metoda aleasă permite, în funcție de aparatele folosite pentru determinarea mărimii măsurate — indicator cu arătător, osciloscop, înregistrator rapid — urmărirea variației relative a impedanței bobinei montate pe epruveta încercată, în comparație cu cea fixată pe bara etalon. Variația măsurată, care în esență reprezintă modificarea permeabilității echivalente a oțelului, este o mărime complexă cu componentă reală și imaginară, care reprezintă efectul tensiunilor mecanice în funcție de mărimea și desfășurarea în timp a solicitărilor aplicate. Identificarea componentelor magnetice și stabilirea ponderei fiecărei în mărimea măsurată, necesită încercări ample cu sortimente diferite de oțel, astfel că depășește limitele acestei lucrări care a avut ca scop concret elucidarea problemelor următoare:

— În ce măsură sînt reproductibile rezultatele obținute cu diferite epruvete în condiții mecanice practic identice, inclusiv desfășurarea în timp a încercării.

— Dacă valoarea coeficientului de asimetrie R are vre-o influență asupra curbei

de variație a impedanței și dacă alura curbelor obținute cu coeficienți variabili poate fi considerată caracteristică pentru un oțel.

— În ce măsură depinde de tratamentul termic forma curbelor și dacă punctele caracteristice găsite (maxime, minime etc.) pe curbele $z=f(\sigma)$ își modifică poziția sistematic sau incidental.

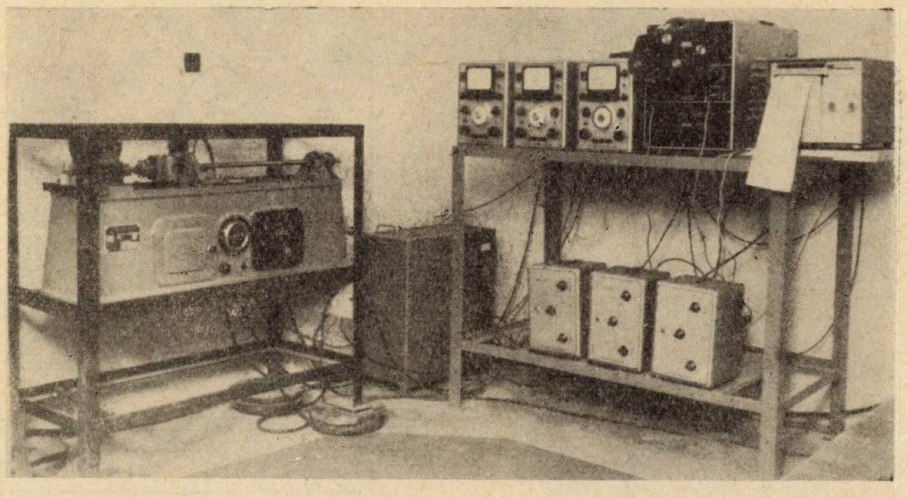


Fig. 3. Instalația de încercare și măsurare. Pulsator Schenck P-300; punți Hottinger; osciloscop cu fotorecorder Orion și înregistrator rapid Visicorder.

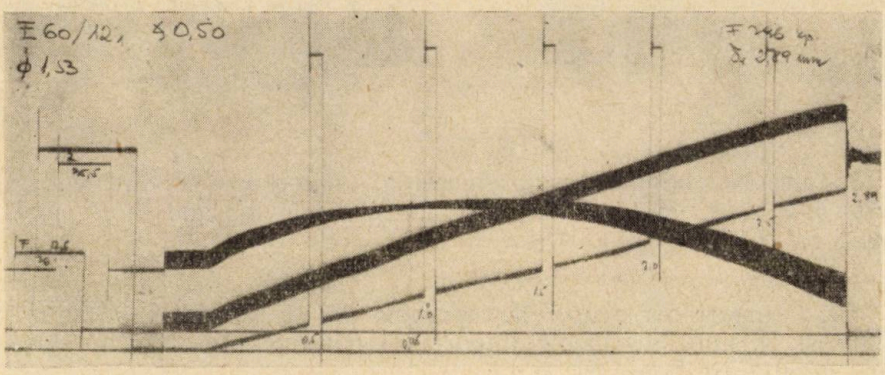


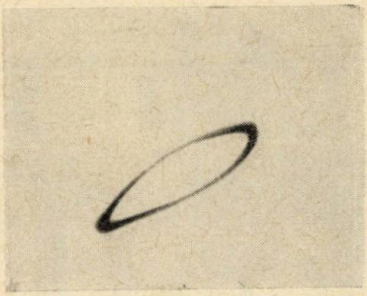
Fig. 4. Oscilograma unei încercări la tracțiune cu coeficient de asimetrie $R=0\div0{,}93$.

— Dacă pe curbele ridicate există puncte sau porțiuni care ar putea fi corelate cu comportarea elastică sau plastică a oțelului.

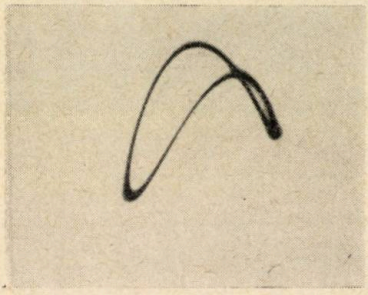
— Dacă se pot obține informații în privința tensiunilor din epruveta solicitată.

La fiecare încercare cu solicitare uniform crescătoare s-a înregistrat alungirea totală δ, forța F și variația impedanței z în funcție de timp (*fig. 4*).

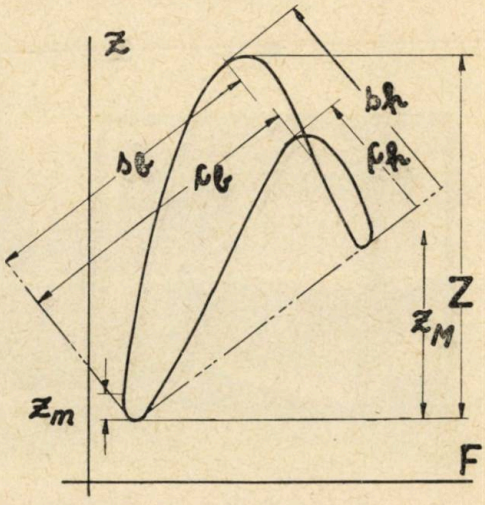
În cazul încercărilor în trepte s-a fotografiat în plus figura Lissajous de pe ecranul osciloscopului reprezentînd legătura $z=f(F)$ (*fig. 5 a, b*).



a)



b)



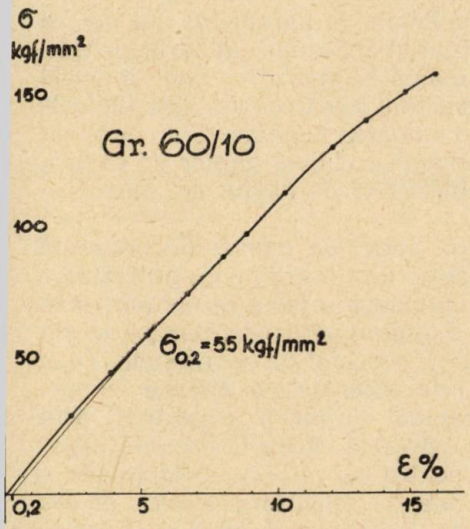
c)

Fig. 5. Curba Lissajous a relației $z=f(F)$: a, b — fotografie de pe ecranul osciloscopului; c — schiță cu notația cotelor pentru prelucrare.

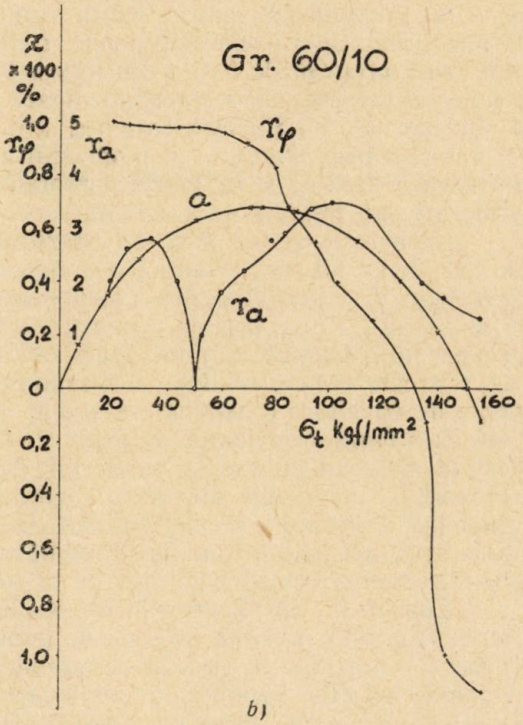
3. Curbele obținute din prelucrarea oscilogramelor sînt redate în *figurile 6, 7* și *8*, unde notațiile folosite sînt cele indicate în *figura 2* și *figura 5, c*.

3.1. Comportarea grupei de epruvete 60/10, adică cu structură de trefilare și tensiuni remanente importante puternic orientate în stare de livrare, rezultă din *figura 6*.

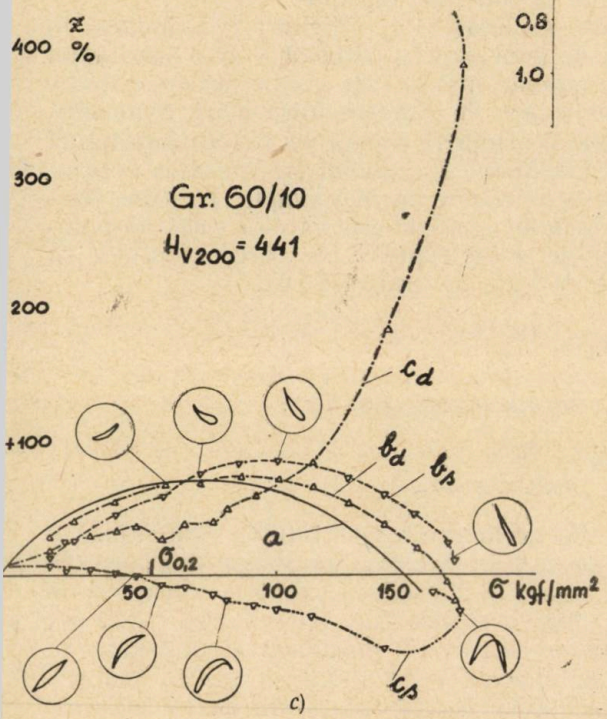
Diagrama caracteristică convențională de tracțiune $\sigma=f(\varepsilon)$ din *fig. 6 a* nu prezintă o limită de curgere aparentă, avînd o alură foarte puțin curbată terminată brusc prin rupere. Limita de curgere tehnică, determinată convențional, $\sigma_{02}=55$ kgf/mmp și rezistența mijlocie la rupere $\sigma_r=157$ kgf/mmp inclusiv alungirea totală $\delta_r=16\%$ sînt puținele date care pot fi extrase din această curbă fizică. Nici curba magnetică $z=f(\sigma)$ — din *figura 6 b* curba



a)



b)



c)

Fig. 6. Curbele caracteristice de încercare, grupa 60/10: a — încercare statică; b — curbele a; r_a; r_φ în funcție de σ; c — încercări cu sarcini oscilante și pulsante curbele b respectiv c.

a — nu prezintă mai multe detalii ; un maximum în apropierea lui σ_{02} și forma curbei. Cu atît mai bogat este conținutul de informații al curbelor ridicate după programele *b* și *c* din *figura 2*, redate în *figura 6 c* unde indicele *s* notează valoarea lui *z* corespunzătoare tensiunii mecanice σ_{st} , iar indicele *d* notează valorile *z* pentru care σ_{din} atinge valoarea maximă. S-a constatat că înregistrările executate în momentul atingerii aceluiași număr de cicluri, furnizează date b_s și b_d foarte apropiate, indiferent de modul de mărire — uniformă sau treptată — a solicitării.

Curbele *b* cu $0 < R < +1$ prezintă un punct de intersecție aparentă în apropierea lui σ_{02} , deoarece așa cum rezultă din figurile corespunzătoare Lissajous, desenate în figură, componenta dinamică a lui *z* nu se anulează ci se rotește în timp față de vectorul forță, ajungînd perpendicular pe acesta și păstrînd o valoare minimă. Reprezentînd în sistemul de coordonate (σ_{st} ; σ_{din}) aceste puncte minime, determinate prin încercări cu diferite componente de solicitare dinamică, se obține o familie de puncte (*figura 9*) prin care cu o bună aproximație se poate trage o dreaptă. Această dreaptă intersectînd sistemul de axe la valori diferite pentru σ_{st} și σ_{din} evidențiază o comportare magnetică diferită a oțelului față de solicitarea statică și cea dinamică. Urmărirea acestei corelații la alte sortimente de oțeluri și cercetarea evoluției sale în funcție de numărul de cicluri pare promițătoare pentru examinarea comportării oțelului la solicitări repetate.

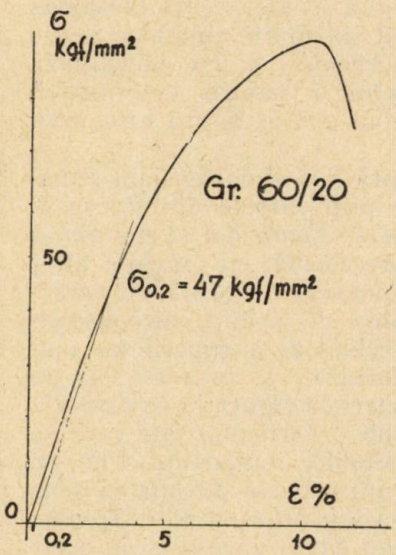
Curbele *c* cu $R \simeq 0$ ridicate exclusiv prin solicitări crescătoare în trepte (*fig. 6 c*) prezintă în zona de intersecție a curbelor *b* și a maximului curbei *a* o porțiune cu variații neregulate față de cele vecine net crescătoare cu pante diferite, denotînd o modificare de pondere între două fenomene. Deoarece din aceste curbe nu poate fi urmărită rotirea vectorului inpedanței și nici modificarea formei curbei Lissajous, s-a studiat posibilitatea cuprinderii lor numerice cu mijloace de determinare cît mai simple. În urma examinării figurilor fotografiate, a studiului analizei armonicelor folosind notațiile din *figura 5 c* au fost stabilite două expresii ale căror rezultate să caracterizeze faza impedanței față de forța de încărcare [8].

$$r_\varphi = \frac{z_M - z_m}{Z} \tag{1}$$

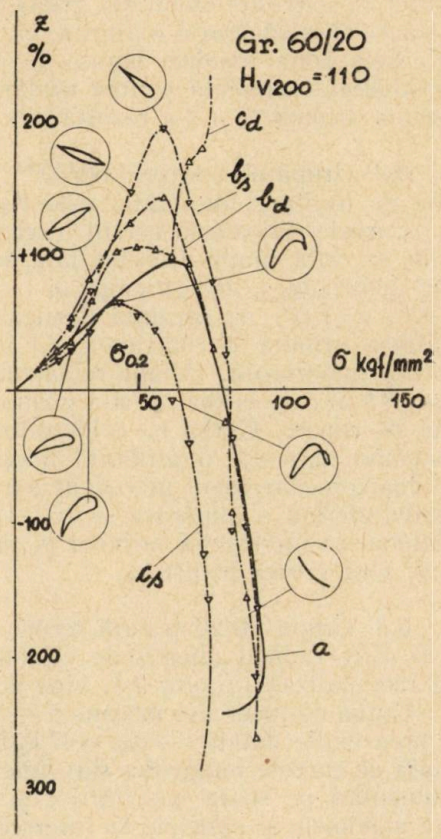
și gradul de deformare a figurilor tip Lissajous (*fig. 5 a*).

$$r_a = \frac{s_h/s_b}{s_h/s_b - c_h/c_b} \tag{2}$$

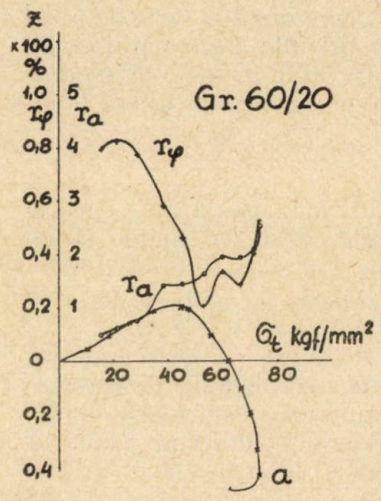
Curba $r_\varphi = f(\sigma)$ rezultată din prelucrarea fotografiilor evidențiază o rotire mică a vectorului impedanță pînă la valoarea $\sigma = 50$ kgf/mmp urmată de o porțiune cu variație aproape liniară descrescătoare, pînă la 130 kgf/mmp și terminată cu o rotire bruscă pînă la rupere (fig. 6 b). Curba $r_a = f(\sigma)$ se împarte în două ramuri distincte, cu cîte un maximum și un punct de separație la 50 kgf/mmp. Dacă se ține cont de faptul că pentru valorile $-1 < r_a < +1$ dispare nodul din *figura 5 a*, se poate afirma că în acest



a)



c)



b)

Fig. 7. Idem pentru grupa 60/20.

interval de solicitare oțelul din grupa 60/10 prezintă aceeași figură Lissajous de formă eliptică foarte alungită, ca și în cazul solicitării dinamice foarte mici. Cele două maxime legate de prezența armonicei a 2-a evidențiază o posibilitate sensibilă pentru urmărirea gradului și naturii deformației. Prezența armonicei a 2-a rezultă din apariția unui nod în figura Lissajous.

3.2. Grupa de epruvete 60/30 *), cu structură fină și cu tensiuni remanente de trefilare micșorate, este reprezentată prin curbele din *figura 8*.

Curbele ridicate în cursul încercării statice — *figura 8 a* și *c*, curba *a* — nu prezintă nimic deosebit față de grupa precedentă, cu excepția altor valori pentru $\sigma_{02} = 48$ kgf/mmp ; $\sigma_r = 108$ kgf/mmp și $\delta_r = 9{,}3\%$. Nici caracteristica $z = f(\sigma)$ nu prezintă particularități demne de reținut, căci discontinuitatea urmată de maximum în imediata vecinătate a ruperii nu mai prezintă importanță. Detalii remarcabile sînt furnizate și în acest caz de *figura 8 b* în care curba r_φ și-a păstrat în linii mari configurația cu excepția zonei de rupere. Curba r_a evidențiază în schimb o particularitate care se presupune că poate fi atribuită micșorării tensiunilor remanente. Punctul de întoarcere din cazul precedent s-a desfăcut într-o buclă dirijată în sens negativ, oferind o împărțire și mai detaliată a scării deformațiilor. Trebuie menționat că intersecția curbelor b_s, b_d din *figura 8 c* se găsește și în acest caz în zona critică pentru r_a.

3.3. Grupa 60/20 tratată termic cu intenția ca materialul să fie adus într-o stare radical diferită de celelalte grupe, prezintă epruvete cu structură recristalizată, *figura 1 b*, bine detensionate $H_{V\,200} = 110$ (tab. 1).

Curba de încercare mecanică — *figura 7 a* — nu trădează nici în acest caz prea multe detalii — $\sigma_{02} = 47$ kgf/mmp ; $\sigma_r = 93$ kgf/mmp și $\delta_r = 11{,}8\%$ — față de curbele magnetice din *figurile 7 b* și *c*, care oferă o serie de compartimentări pe scara solicitărilor și implicit în privința deformațiilor. Pe lîngă maximele și punctele de intersecție cunoscute de la grupele premergătoare, atît forma curbelor cît și mărimea variațiilor impedanței diferă hotărîtor de cele examinate pînă acum.

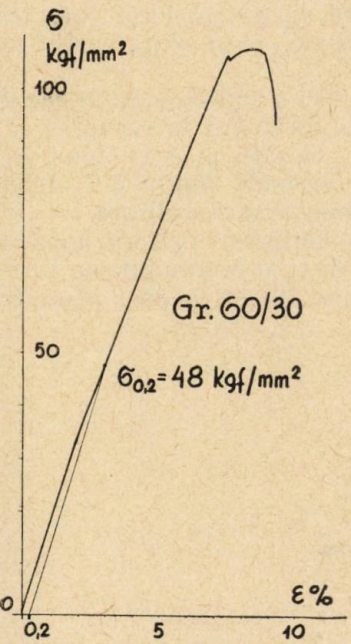
4. Rezumînd cele stabilite mai sus și analizînd comparativ curbele din *figurile 6, 7* și *8*, pot fi formulate următoarele constatări legate strîns de sortimentul de oțel examinat :

— Forma și mărimea curbelor magnetice ridicate cu metoda descrisă sînt specifice stării de tensionare și structurii cristaline ;

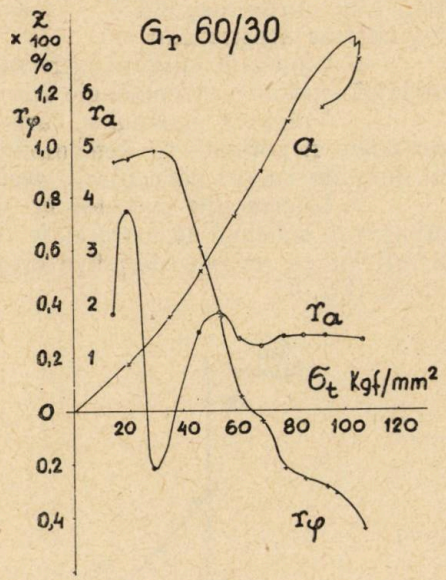
— Dacă se lucrează cu mărimi raportate, se elimină o serie de erori, avantaj oferit implicit și de montajul în punte inclusiv metoda de înregistrare folosită, și ca urmare reproductibilitatea rezultatelor este foarte bună ;

— Experiența dobîndită la examinarea oțelului menționat arată că nu prezintă importanță valoarea mărimii magnetice. Interesează în primul

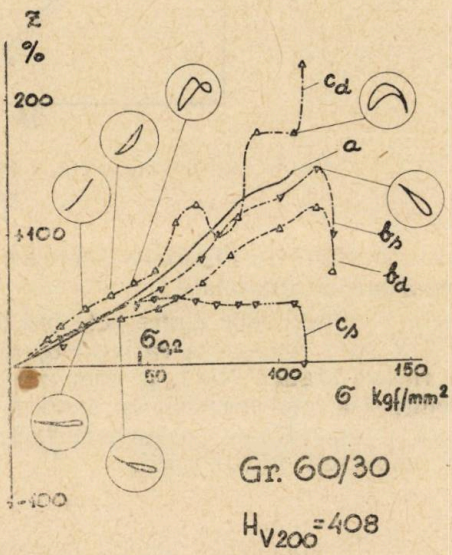
*) *Din motive ușor vizibile, tratarea grupelor 60/20 și 60/30 a fost inversată.*



a)



b)



c)

Fig. 8. Idem pentru grupa 60/30.

rînd valoarea tensiunii mecanice pentru care apar punctele caracteristice pe curba magnetică — maxime, intersecții etc. — și alura curbei în vecinătatea acestor puncte ;

— Limita de curgere convențională nu are nici o contingență în cazul oțelului studiat cu fenomenele care apar în cursul încercării la rupere ;

— Valoarea maximă a curbelor $z=f(\sigma)$ — notate cu a în figuri — nu poate fi corelată cu deformațiile plastice, de exemplu *figura 8 c.*, decît în anumite cazuri particulare, deci fără posibilitate de generalizare.

— Intersecțiile curbelor b_s și b_d, cu particularitatea înșirării după o dreaptă în sistemul de coordonate (σ_{st}, σ_{din}), pot servi în eventualitatea verificării lor cu metode statistice drept criterii pentru atingerea unei anumite limite (*fig. 9*).

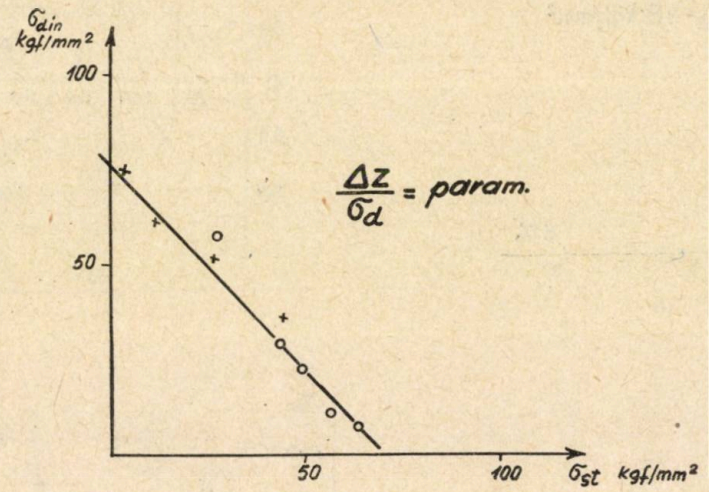


Fig. 9. Legătura $\sigma_{din}=f(\sigma_{st})$ pentru valoarea minimă a raportului $\Delta z/\sigma_{din}$.

— Figurile Lissajous reprezentînd legătura $z=f(\sigma)$ au un conținut important de informații ;

— Diferențele dintre cele trei tipuri de curbe a, b și c, din *figurile 6, 7* și *8*, care reprezintă variația impedanței în cursul unei singure încercări la rupere statică N=1, a unei încercări cu sarcină oscilantă cu N=2000 cicluri și a unei încercări cu sarcină pulsantă cu N=70—90 000 cicluri, denotă o sensibilitate pronunțată față de numărul de cicluri consumat pînă în momentul înregistrării.

5. În concluzie, metoda magnetică diferențială folosită pentru urmărirea comportării oțelului OLC 60 supus la solicitări de tracțiune pură sta-

tică și combinată cu coeficienți de asimetrie între +1 și 0, permite compartimentarea mai fină și naturală a curbei caracteristice de încercare mecanică, decît se poate face în baza detaliilor observate direct pe această curbă.

Prin măsurătorile executate și curbele magnetice ridicate la încercarea unui singur sortiment de oțel, au fost identificate o serie de puncte și zone care cu mare probabilitate vor putea fi corelate cu diferite stări și grade de solicitare a oțelului. Determinarea acestor legături impune însă continuarea încercărilor cu un număr mare de epruvete și cu oțeluri diferite, pe baze statistice.

Rezultatul principal al prezentei lucrări este că, față de încercările de pînă acum care căutau determinarea unor puncte sau curbe magnetice corelabile cu caracteristicile mecanice ale oțelurilor prin perfecționarea dispozitivelor și metodelor magnetice, a reușit să arate că prin folosirea metodei de încercare cu solicitări combinate cu coeficienți de asimetrie diferiți se poate mări conținutul de informații al determinărilor magnetice în privința însușirilor mecanice ale oțelurilor.

BIBLIOGRAFIE

1. Kneller, E. (1962), *Ferromagnetismus*, — Springer-Verlag.
2. Langevin, A. e. a., (1950), Variation de la perméabilité magnétique des aciers ordinaires sous l'action des efforts de traction mécanique. *La Journal de Physique et de Radium*, **11**, 596.
3. Lagasse, P. E., (1954), Sur l'examen des propriétés mécaniques des aciers par voie magnétique. *Revue Universselle des Mines*. 9 Série, **10**, *9*, 608.
4. McCaig, M., (1959), Hystéresis methods of non-destructive testing. *Progress in Non-Destructive Testing*, **3**, 133.
5. Hoselitz, K., (1952), *Ferromagnetic properties of metals and alloys*. — Clarendon Press.
6. Förster, F., K. Stambke, (1954), Verfahren mit Durchlaufspule zur quantitativen zerstörungsfreien Werkstoffprüfung. *Zeitschrift f. Metallkunde*, **45**, *4*, 166.
7. Fink, K., M. Hempel, (1949), Über magnetische Messungen an dauerbeanspruchten Stahlstäben. *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen* **20**, *1/2*, 75.
8. Herlescu, T. (1963), Beitrag zur Vereinfachung der Untersuchung periodischer Vorgänge mittels Lissajous-Figuren, *Rev. Roum. des Sc. Techniques. Metallurgie* **13**, *1*. 151.

Primită în redacție la 12 octombrie 1967.

CERCETĂRI PRIVIND SUDAREA PRIN TOPIRE INTERMEDIARĂ A BARELOR DE OȚEL BETON TIP PC90

Acad. ST. NĂDĂȘAN, TR. SĂLĂGEAN, CLARA BOARNĂ, V. SAFTA

Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R. S. România

Calitatea unei îmbinări sudate prin topire intermediară depinde de corelarea potrivită între cîmpul creat prin încălzirea pieselor și forța de refulare aplicată la sudare. Din punct de vedere tehnologic sînt posibile o serie de regimuri de sudare situate între două regimuri extreme: regimul moale, determinat de un cîmp termic extins și o forță de refulare redusă și regimul dur, determinat de un cîmp termic puțin extins și o forță de refulare mare.

În lucrarea de față s-a studiat influența celor două regimuri de sudare extreme, asupra însușirilor fizico-mecanice ale barelor din oțel slab aliat de tipul PC 90, cu luarea în considerare a următoarelor aspecte: schimbările structurale ale oțelului datorită sudării, variațiile de duritate, comportarea la tracțiune statică, la îndoire și la solicitări alternante.

Lucrarea se încheie cu recomandări privind sudarea barelor PC 90 prin topire intermediară.

1. Realizarea prin topire intermediară a unei îmbinări sudate cu calități comparabile cu cele ale metalului sau aliajului metalic din care sînt confecționate piesele care se sudează, este determinată de corelarea potrivită între cîmpul termic creat prin încălzirea pieselor și forța de refulare aplicată în cursul procesului de sudare [1]. O asemenea corelare este necesară pentru ca prin deformarea plastică să se aducă suprafețele frontale ale pieselor care se sudează, la distanțe de același ordin de mărime cu parametrii rețelei cristaline.

Din punct de vedere tehnologic, în cazul procesului de sudare prin topire intermediară, există două posibilități extreme și anume:

— regimul de sudare „moale", determinat de un cîmp termic extins și de o forță de refulare redusă;

— regimul de sudare „dur", determinat de un cîmp termic puțin extins și o forță de refulare mare.

Între aceste două situații extreme există desigur o serie de tehnologii intermediare.

În cazul regimului „dur" de sudare, este important să se țină seama de următorul considerent : cîmpul termic puțin extins nu exclude necesitatea realizării aceleeași temperaturi în capetele pieselor de sudat ca și în cazul regimului „moale". În caz contrar, deformația impusă în cursul refulării poate conduce la fisurarea metalului din vecinătatea sudurii. Compensarea limitării în timp și în spațiu a încălzirii, în cazul regimului dur, se face prin mărirea curentului de sudare. În acest fel, piesele se vor încălzi la temperaturi maxime egale, iar gradienții de temperatură vor fi mai mari decît la regimul moale.

În lucrarea [1] s-a studiat influența celor două regimuri de sudare extreme asupra însușirilor fizico-mecanice ale îmbinărilor sudate în cazul oțelurilor nealiate, cu conținutul în carbon cuprins între 0,14 și 0,61%. Concluziile trase permit stabilirea condițiilor suplimentare necesare la alegerea unuia sau altuia din cele două regimuri.

2. În lucrarea de față s-a continuat studiul asupra oțelurilor slab aliate, folosindu-se la experimentări bare pentru armarea betonului, de tipul PC 90.

Compoziția chimică a oțelului studiat a fost următoarea :

C=0,50% ; Mn=1,19% ; Si=0,70% ; S=0,024% ; P=0,064%.

Experiențele s-au efectuat cu bare avînd diametrul de 20 mm, utilizîndu-se pentru sudare o mașină automată de sudat în capete prin topire intermediară, de tipul TAU—80.

În *tabela 1* sînt date valorile parametrilor de sudare în cazul celor două regimuri cu care s-a lucrat. În legătură cu aceasta menționăm următoarele : lungimea liberă a barelor a fost limitată inferior de construcția mașinii cu care s-a lucrat ; verificarea forței de refulare s-a făcut prin măsurarea scurtării la refulare. Constanța forței de refulare, în cadrul fiecărui regim de sudare, s-a asigurat prin limitarea corespunzătoare a scurtării la refulare.

3. Studiul comparativ al însușirilor fizico-mecanice ale îmbinărilor sudate în cele două regimuri, cu cele ale materialului de bază, nesudat, s-a făcut luînd în considerație următoarele aspecte :

a. Schimbările structurale care intervin datorită ciclurilor termice la care este supus materialul în cursul sudării :

b. Modificările de duritate care însoțesc transformările structurale ;

c. Comportarea la tracțiune statică ;

d. Comportarea la îndoire ;

e. Comportarea la oboseală (solicitări alternante).

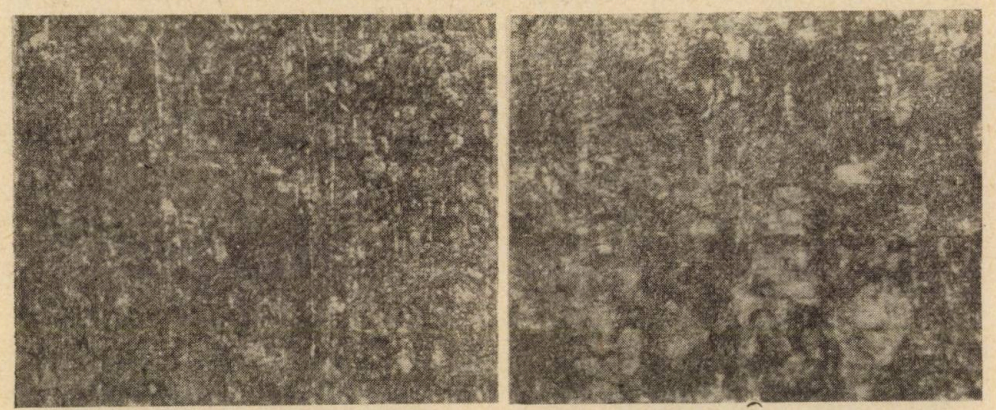
Tabela 1

Valorile parametrilor de sudare în cazul celor două regimuri limită.

Nr. crt.	Parametrii de sudare	Regim dur	Regim moale
1	Lungimea liberă, pentru ambele bare, mm	72	67
2	Scurtarea la topire, pentru ambele bare, mm	14	10
3	Scurtarea la refulare, pentru ambele bare, mm	12	6
4	Curentul la preîncălzire, kA	~15	~9
5	Numărul de cicluri de preîncălzire	1—2	7—9
6	Durata unei perioade de sarcină la preîncălzire, s	~1	~1
7	Durata unei perioade de pauză la preîncălzire, s	~2	~2
8	Curentul la topire, kA	~1,9	~1,2
9	Tensiunea secundară de mers în gol	~6	~3,6
10	Viteza de topire (constantă), mm/s	1,6	1,6
11	Durata de realizare a unei suduri, s	15—17	28—30
12	Durata refulării sub curent, s.	~0,2	~0,2

3.1. Schimbările structurale determinate de ciclurile termice de la sudare au fost urmărite prin analiza microstructurilor zonei influențate termic și a sudurii propriu-zise, în comparație cu metalul de bază.

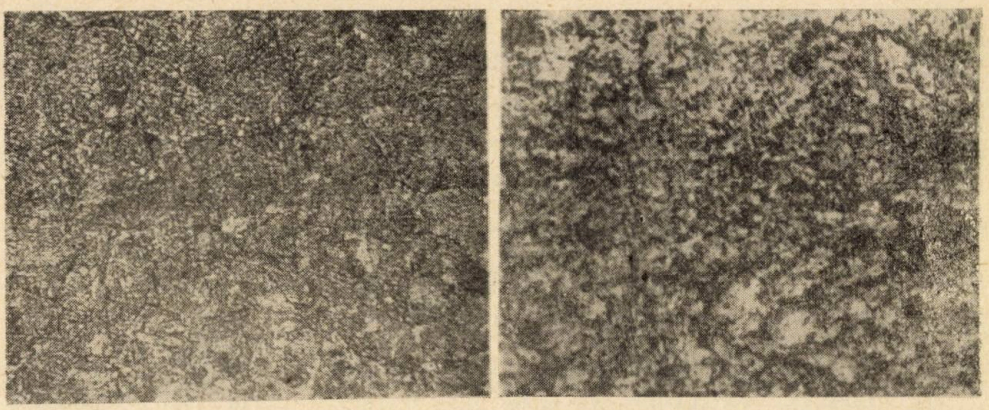
În *figurile 1 a și 1 b* este redată microstructura metalului de bază la mărire de 100×, respectiv 500×. Se observă o structură soorbitică cu șirurile caracteristice procesului de laminare.



a) *b)*

Fig. 1. Microstructura materialului de bază; atac nital. *a.* Mărire 100×; *b.* Mărire 500×.

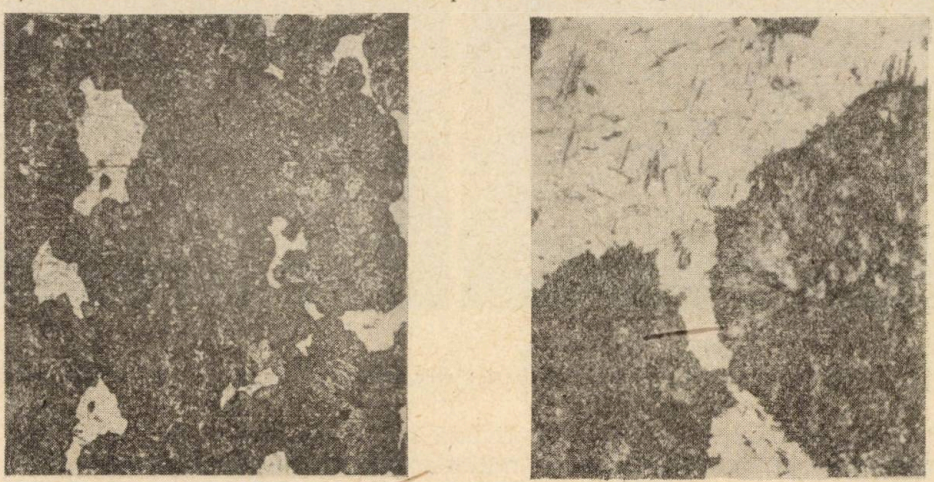
În *figurile 2 a și 2 b* este redată microstructura liniei de sudură în cazul unei îmbinări realizate în regim moale. Se observă că structura și-a păstrat caracterul soorbitic, dar încălzirea peste temperatura de transformare și răcirea cu viteză relativ mică, ca urmare a prezenței unei zone influențate termic extinse, a condus la finisarea grăunților.



a) *b*)

Fig. 2. Microstructura liniei de sudură în cazul regimului moale ; atac nital, *a*. Mărire 100×; *b*. Mărire 500×.

La o distanță de 2—3 mm de linia îmbinării, pe fondul soorbitic-troostitic apar grăunți de culoare deschisă. Aspectul acestei structuri, la o mărire de 100, respectiv 500×, se poate vedea în *figurile 3 a și 3 b*. După cum vor confirma și măsurătorile de duritate, acești grăunți reprezintă insule cu structură martensitică. Prezența unei asemenea structuri este urmarea, probabil, a supraîncălzirii zonei respective la temperaturi peste *1000 °C* și a răcirii ei relativ rapide datorită vecinătății bacurilor răcite cu apă ale mașinii. O asemenea călire la temperaturi înalte generează tensiuni in-

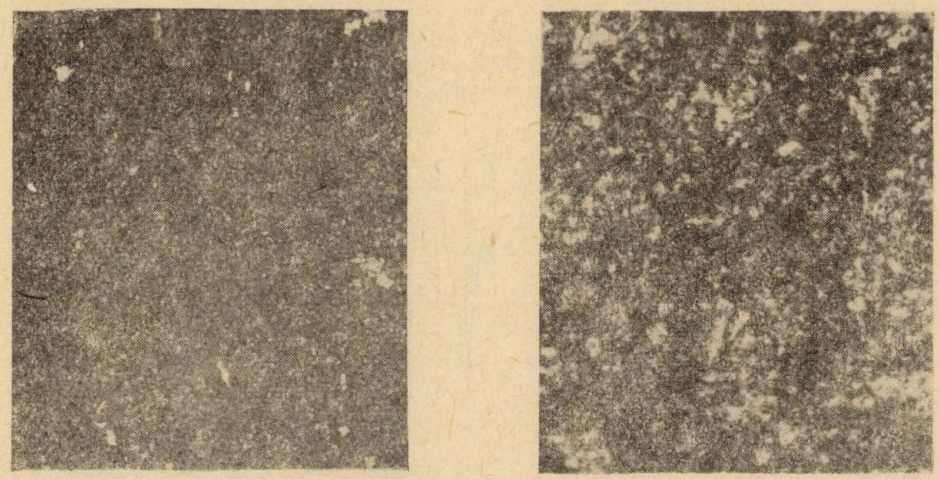


a) *b*)

Fig. 3. Microstructura zonei influenței termic, la o distanță de 2—3 mm de linia îmbinării, în cazul regimului moale ; atac nital ; *a*. Mărire 100× ; *b*. Mărire 500×.

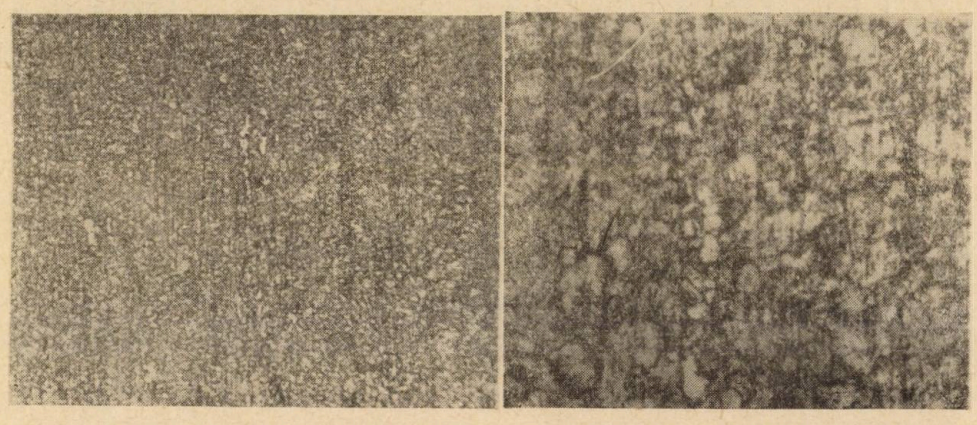
terne foarte mari [2], [3], fapt de altfel confirmat de fisurile la cald care au apărut la unele bare sudate în regim moale, în zona corespunzătoare acestei structuri.

Figurile 4 a și *4 b* reprezintă microstructura zonei influențate termic, în cazul regimului moale, la o distanță de 8—10 mm de linia îmbinării. Se observă o fisurare a structurii materialului de bază și anume structura inițială cu caracter soorbitic și grăunți relativ mari s-a transformat într-o structură cu caracter troostitic cu o granulație mai fină.



a) *b*)

Fig. 4. Microstructura zonei influențate termic la o distanță de 8—10 mm de linia îmbinării, în cazul regimului moale ; atac nital. *a*. Mărire 100× ; *b*. Mărire 500×.



a) *b*)

Fig. 5. Microstructura zonei sudurii, în cazul regimului dur ; atac nital. *a*. Mărire 100× ; *b*. Mărire 500×.

Pentru comparație, în *figurile 5 a* și *5 b* este redată microstructura zonei sudurii, în cazul unei îmbinări realizate în regim dur. Forța de refulare mare are ca urmare o comprimare a materialului din vecinătatea sudurii, remarcabilă în microstructură prin șirurile de grăunți perpendiculare pe direcția forței. Datorită eliminării din îmbinare a metalului supraîncălzit, în cazul regimului dur de sudare lipsește structura cu caracter martensitic. Structura liniei de sudură are un caracter troostitic și corespunde structurii zonei influențate termic de la regimul moale de sudare.

3.2. Urmărirea modificărilor de duritate, care însoțesc schimbările structurale, s-a făcut prin efectuarea unor măsurători *HV10,* pe secțiuni longitudinale prin axa barelor sudate, de-a lungul axei lor.

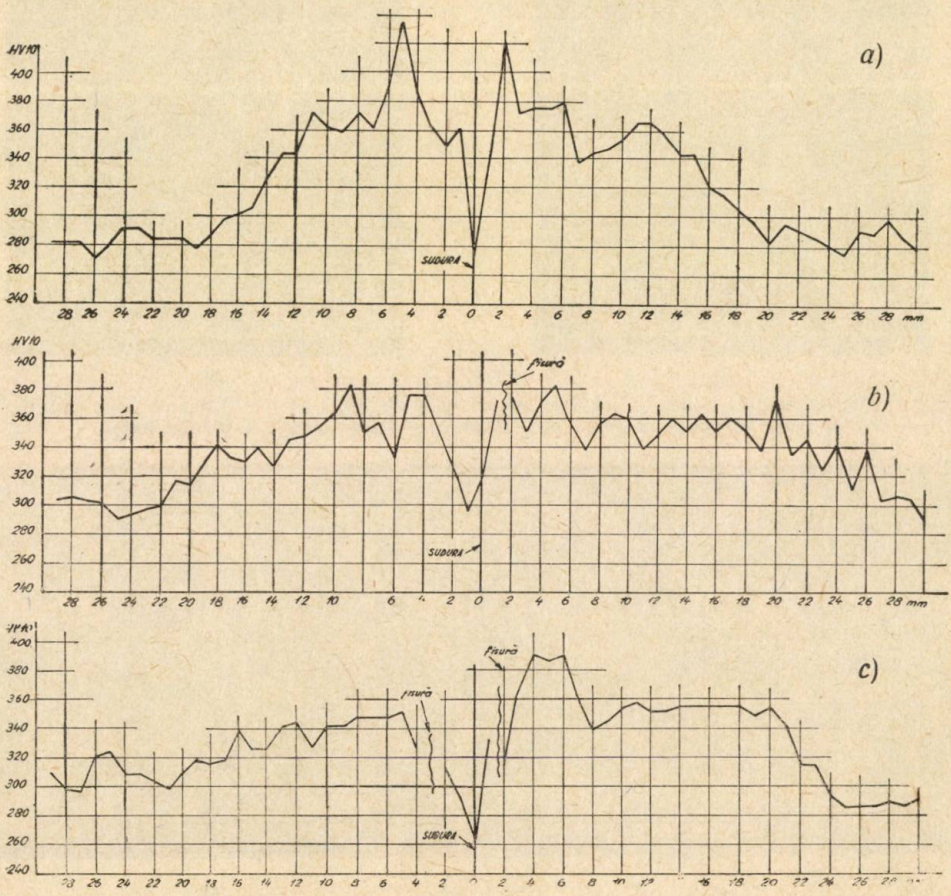


Fig. 6 *a—c.* Variația durității pe secțiunea longitudinală a trei perechi de bare sudate în regim moale.

În *figurile 6 a-c* este reprezentată variația durității în cazul a trei perechi de bare sudate în regim moale. În *figura 6 a* se observă vîrfuri de duritate care corespund zonei cu structură martensitică, sesizată la analiza microstructurală. Aceste vîrfuri de duritate sînt urmate de o zonă avînd duritatea cu aproximativ 70—80 unități HV 10 mai mare decît a materialului de bază, datorită structurii troostitice. Linia de sudură are o duritate mai mică decît zonele imediat vecine, ca urmare a arderii parțiale a carbonului. În *figurile 6 b* și *6 c* sînt indicate și locurile în care la unele probe sudate au apărut fisuri. Se constată că fisurile au apărut tocmai în zonele de duritate maximă.

În *figurile 7 a-c* este redată variația durității în trei perechi de bare sudate în regim dur. Se observă că duritatea maximă apare în linia de su-

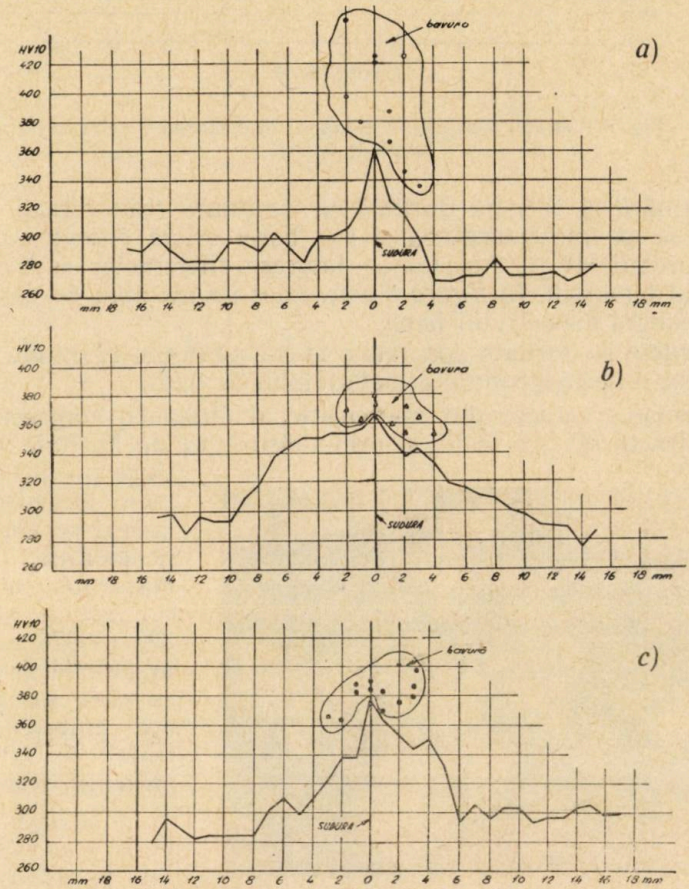


Fig. 7 *a—c*. Variația durității pe secțiunea longitudinală a trei perechi de bare sudate în regim dur.

dură și corespunde ca valoare durității zonei influențate termic de la regimul moale de sudare. Ca urmare a eliminării din îmbinarea sudată a metalului supraîncălzit au dispărut vîrfurile de duritate și nu mai apar nici fisuri în barele sudate, în vecinătatea sudurii. În aceleași figuri este conturat și domeniul de variație al durității în bavura formată la sudare, atestîndu-se și pe această cale eliminarea din îmbinare a metalului supraîncălzit, cu duritate mare.

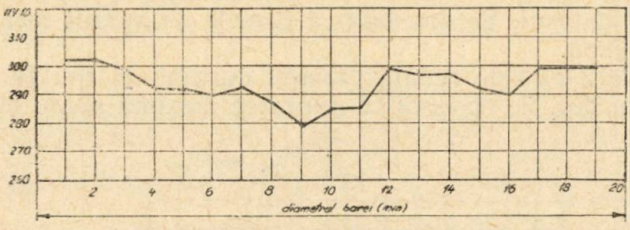


Fig. 8. Variația durității de-a lungul diametrului barei (material de bază).

S-a urmărit și variația durității pe secțiunea transversală a barelor, constatîndu-se că între marginea și axa barei există diferențe de duritate de 15—30 unități HV 10. Acestea se datoresc diferențelor de viteze de răcire în cursul laminării. În *figura 8* este redat un exemplu de variație a durității de-a lungul diametrului barei.

Diferențele de duritate constatate la măsurătorile efectuate pe diferite bare dovedesc o neomogenitate a materialului de bază.

Confirmarea caracterului martensitic al structurii constatate la analiza microstructurală s-a făcut și prin măsurători de duritate HV5, efectuate pe grăunții de culoare deschisă, care au apărut pe fondul troostitic-soorbitic. Duritatea măsurată în asemenea condiții a variat între 390 și 575 unități HV5, în funcție de exactitatea cu care s-a putut încadra amprenta durometrului în grăuntele de structură martensitică.

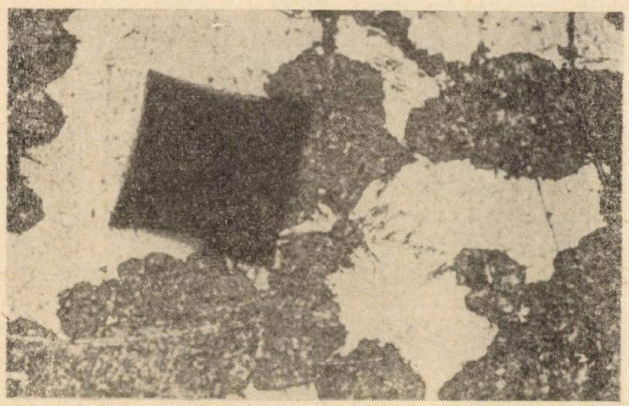


Fig. 9. Amprentă de duritate HV 5 într-un grăunte de martensită. Atac nital, mărire 200×.

În *figura 9* se vede o amprentă de duritate la mărire de 200×, corespunzînd unei durități de 393 HV5.

3.3. Încercările statice la tracțiune s-au efectuat pe epruvete din bare întregi, neprelucrate și pe epruvete cilindrice cu diametrul de 10 mm. Rezultatele încercărilor, pentru cele două categorii de epruvete, sînt date în *tabelele 2* și *3*. În ambele tabele sînt indicate valorile maxime, minime și medii. Valorile medii sînt calculate ca medie aritmetică a rezultatelor obținute la cîte cinci încercări.

Tabela 2

Rezultatele încercărilor la tracțiune pe bare întregi

Regimul de sudare	σ_c kgf/mm²	σ_r kgf/mm²
Regim moale	56,6—58,5 / 57,6	93,0—101,0 / 98,8
Regim dur	57,0—59,2 / 57,8	92,2—100,5 / 97,5

Tabela 3

Rezultatele încercărilor la tracțiune pe epruvete cu diametrul de 10 mm

Starea	Caracteristici mecanice			
	σ_c kgf/mm²	σ_r kgf/mm²	δ_{10} %	ψ %
Material de bază	61,9—65,2 / 63,3	108,0—110,4 / 109,2	9,28—9,84 / 9,56	37,2—40,4 / 38,8
Sudat în regim moale	61,7—65,8 / 63,75	108,3—113,0 / 110,65	9,35—10;0 / 9,47	35,4—42,0 / 38,7
Sudat in regim dur	61,4—64,3 / 62,85	105,9—109,2 / 107,55	8,42—10,2 / 9,31	39,7—41,8 / 40,75

Din tabele rezultă că din punctul de vedere al rezistenței la tracțiune nu există diferențe semnificative între cele două regimuri : diferențele semnalate reprezintă doar variațiile date de neomogenitatea materialului de bază. În ceea ce privește locul ruperii menționăm că în cazul barelor sudate în regim moale s-au constatat mai mult ruperi în zona de duritate maximă.

3.4. Încercările la îndoire s-au efectuat pe bare sudate, cu prelucrarea bavurii numai în locul aplicării dornului. În *tabela 4* sînt date unghiurile de îndoire la care a apărut ruperea. Menționăm că toate ruperile au avut un pronunțat caracter casant.

Tabela 4

Rezultatele încercărilor la îndoire

Nr. crt.	Regimul de sudare	Unghiul de rupere interior	Locul ruperii
1	Regim moale	143°	ZIT *)
2		150°	ZIT
3		145°	ZIT
1	Regim dur	151°	ZIT
2		157°	ZIT
3		162°	ZIT

*) ZIT — zonă influențată termic

3.5. Rezistența la oboseală față de solicitări alternante s-a determinat pe epruvete conice, avînd în secțiunea de maximă solicitare diametrul de 10 mm. Pentru urmărirea comportării la oboseală a sudurii și a zonei influențate termic, conicitatea epruvetelor s-a determinat în așa fel, încît pe o lungime de 25 mm să se obțină un gradient de tensiune care să permită o variație de ±5% față de tensiunea maximă.

Rezultatele obținute sînt ilustrate de curbele Wöhler reprezentate în *figurile 10 a-c*. Dispersia care se observă între rezultate este o consecință a comportării instabile a materialului față de solicitări alternante; acest fapt atestă evidențierea mai pronunțată a neomogenității materialului, de la o probă la alta, în cazul solicitărilor la oboseală decît în cel al solicitărilor statice.

4. În ceea ce privește aspectul energetic, dintre cele două regimuri extreme, regimul dur este mai economic (consum de energie pe sudură mai mic), dar trebuie menționat că aplicarea unui asemenea regim de sudare necesită mașini cu putere electrică mai mare și dispozitiv de aplicare al forței de refulare mai puternic [1].

5. În concluzia studiului efectuat se pot face următoarele recomandări privind sudarea barelor pentru armarea betonului, tip PC 90:

5.1. Pentru a realiza suduri cu însușiri mecanice apropiate de cele ale metalului de bază, respectiv pentru a evita formarea structurilor dure și a fisurilor în zona influențată termic, barele PC 90 trebuie sudate numai în regim dur;

5.2. Extrapolarea rezultatelor obținute pe bare avînd diametrul diferit de 20 mm se va putea face numai dacă nu există deosebiri în compoziția

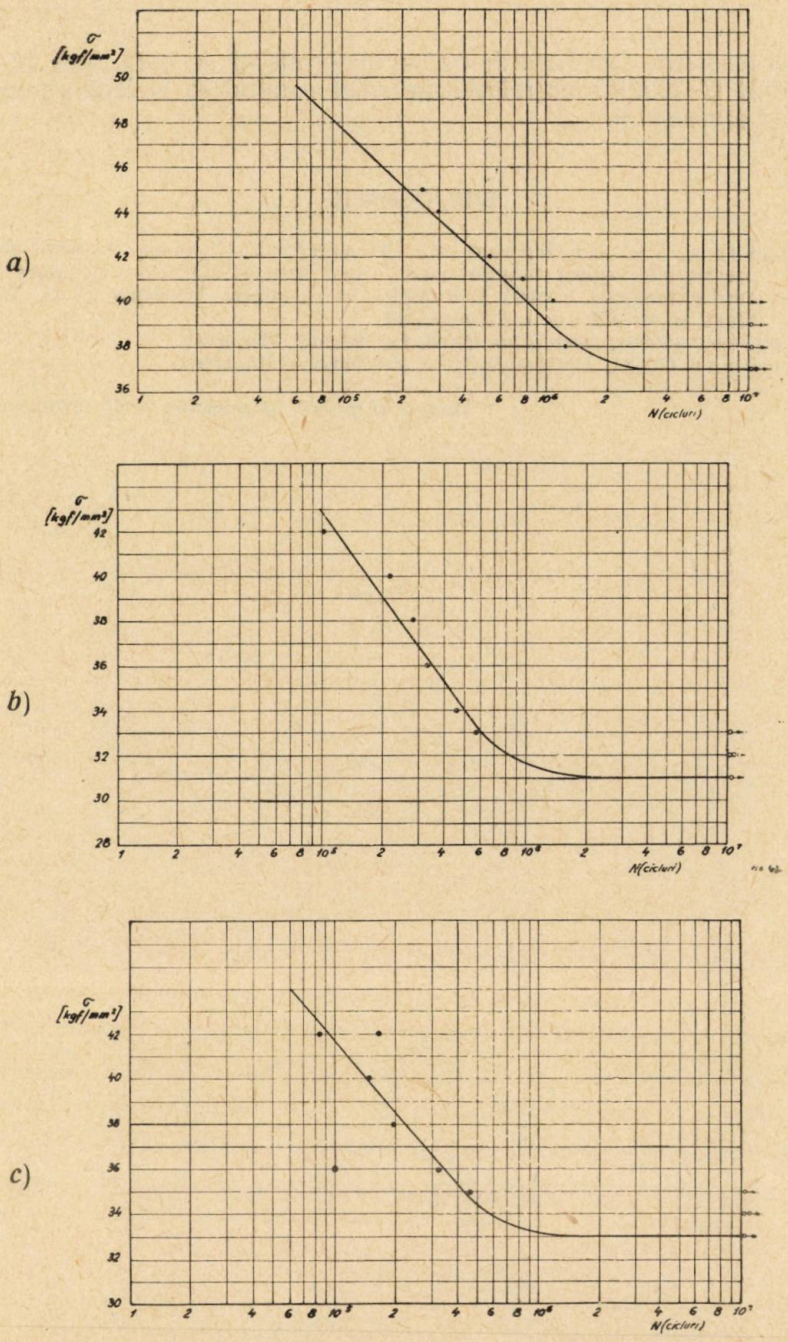


Fig. 10. Curbele Wöhler pentru epruvetele din material de bază (a), din bare sudate în regim moale (b) și din bare sudate în regim dur (c).

chimică și însușirile fizico-mecanice ale materialului de bază, față de barele cu diametrul de 20 mm, încercările mecanice urmînd să se facă pe epruvete de aceleași dimensiuni.

BIBLIOGRAFIE

1. St. Nădășan, TR. Sălăgean, C. Boarnă, V. Safta, (1967), Influența concentrației sursei termice asupra unor însușiri fizico — mecanice ale sudurilor realizate electric prin topire intermediară. Academia R. S. România. *Studii și cercetări de metalurgie*, **12**, *1*.
2. A. P. Guliaev (1954), *Metalurgie fizică*, Ed. tehnică, București.
3. H. Schumann (1962), *Metalurgie fizică*, Ed. tehnică, București.

Manuscris primit la redacție la 31 octombrie 1967.

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA LA SUDARE A UNOR OȚELURI SLAB ALIATE

TR. SĂLĂGEAN, H. SELMEREANU

Centrul de cercetări tehnice din Timișoara, al Academiei R. S. România

In lucrare se analizează comportarea la sudare a unor culee din oțeluri slab aliate destinate construcțiilor sudate de tipul: *17M13*; *09G2*; *09G2S* și *FB50AK*. Analiza se bazează pe carbonul echivalent, duritate și rezilienţă sub cordon, îmbătrînire, proba de sudabilitate după Cabelka și rezilienţa la temperaturi scăzute. Pe baza rezultatelor obținute se relevă necesitatea normalizării prealabile a acestor oțeluri, în cazul folosirii lor la construcții sudate. De asemenea se elaborează o metodă pentru controlul curent al comportării la sudare a acestor tipuri de oțeluri, bazată pe următoarele încercări: duritatea sub cordon, îmbătrînirea și rezilienţa la temperaturi scăzute.

1. Folosirea oțelurilor slab aliate cu rezistenţă mare în construcții sudate este o problemă de mare actualitate pe plan mondial, pentrucă se reduce consumul de metal și implicit greutatea produsului finit. Date foarte recente din R. F. Germană, arată că, prin utilizarea oțelurilor slab aliate cu rezistenţă mare în construcția recipienților de presiune, costul acestora scade 2...2,5 ori și greutatea recipienților cilindrici raportată la 1 m lungime se reduce de 4...5 ori.

În țara noastră primele cercetări privind oțelurile slab aliate și posibilitatea de a le suda au fost inițiate de Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei Republicii Socialiste România în 1955 [1]. Ele s-au referit la actualul oțel 17M13, numit atunci OLX52. Pe baza studiilor făcute s-a început producția acestui tip de oțel, care s-a folosit prima dată la fabricarea unor vagoane în construcție sudată. Recent, marile construcții sudate de la Porțile de fier au pus probleme noi în legătură cu sudarea oțelului 17M13. Este vorba de a realiza suduri pe table de grosimi pînă la 80 mm la construcții foarte mari, respectiv la montaje pe șantier, astfel încît luarea unor precauții legate de procesele de sudare nu este posibilă. Prin precauții deosebite de tehnologia normală se înțeleg: preîncălziri, tratamente termice sau mecanice în timpul și după sudare, conducerea pro-

cesului de sudare cu alți parametri decît cei recomandați de elaboratorii materialelor de sudare și altele.

Cercetarea acestor probleme noi s-a făcut în colaborare cu Uzina constructoare de mașini din Reșița, care a pregătit toate materialele și epruvetele necesare. În același timp, specialiștii laboratorului uzinal au efectuat determinări paralele cu scopul de a mări certitudinea valorilor obținute experimental.

2. Culeele cercetate au principalele caracteristici arătate în *tabela 1.* În cele ce urmează se va păstra numerotarea culeelor din *tabela 1.* Se menționează că culeele nr. *1, 2, 4', 5, 6* și *7* erau în stare normalizată, iar culeele nr. *3* și *4* erau nenormalizate.

Tabela 1

Caracteristicile culeelor examinate în cadrul temei

Nr.	Tipul oțelului	Culeul Nr.	Grosimea mm	Compoziția chimică în %							
				C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	V
1	09G2	206 707	20	0,10	1,72	0,31	0,019	0,021	0,07	0,06	—
2	09G2	3 313	30	0,09	1,75	0,35	0,020	0,024	0,09	0,05	—
3	17M13	77 310	20	0,19	1,50	0,34	0,024	0,035	0,05	—	—
4	17M13	95 602	30	0,16	1,50	0,35	0,022	0,035	0,05	—	—
4	17M13	95 602	30								
5	09G2S	610 532	42	0,09	1,69	0,61	0,028	0,041	—	0,04	—
6	09G2S	610 447	65	0,08	1,59	0,65	0,030	0,045	—	0,04	—
7	FB50AK	36 314	30	0,17	1,42	0,31	0,012	0,028	—	0,04	0,07

Pentru aprecierea precauțiunilor de luat la sudarea unui oțel, se folosește azi metoda carbonului echivalent *Ce.* În *tabela 2* se indică valoarea lui *Ce* pentru cele șapte culee, calculată după următoarele relații:

I. $$Ce = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{6} + \frac{Si}{5} + \frac{Cu}{7} + \frac{P}{2} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} \quad [2]$$

II. $$Ce = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} \quad [3]$$

III. $$Ce = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{10} \quad [4]$$

IV. $$Ce = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{10} \cdot (1 + 0{,}05 \cdot \delta) \quad [4]$$

V. $$Ce = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad [5]$$

VI. $$Ce = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cu}{40} - \frac{Mo}{50} - \frac{V}{10} \quad [6]$$

Tabela 2

Carbonul echivalent Ce la culeele cercetate

Nr.	Ce calculat după relația					
	I	II	III	IV	V	VI
1	0,470	0,400	0,193	0,212	0,420	0,397
2	0,480	0,400	0,187	0,215	0,420	0,398
3	0,540	0,450	0,270	0,300	0,460	0,445
4 4'	0,510	0,420	0,240	0,280	0,440	0,415
5	0,517	0,374	0,177	0,214	0,397	0,372
6	0,500	0,347	0,162	0,214	0,372	0,345
7	0,497	0,408	0,250	0,290	0,424	0,413

Folosind *Ce* și metodele corespunzătoare de calcul, s-au determinat temperaturile de preîncălzire ϑ_{pr}, care ar fi necesare conform indicațiilor autorilor respectivi. Rezultatele sînt următoarele :

— După I și V nu este necesară preîncălzirea la niciunul din cele șapte culee.

— După II culeele *1* și *2* necesită o preîncălzire de 100 °C numai dacă se sudează cu electrozi de 3,25 mm diametru ; la sudare cu electrozi mai mari de 3,25 mm diametru preîncălzirea nu este necesară. La culeele *3,4* și *4'* sînt necesare următoarele temperaturi de preîncălzire : 150 °C și 100 °C, dacă se sudează cu electrozi de 3,25, respectiv de 4 mm diametru ; la sudarea cu electrozi mai mari de 4 mm diametru preîncălzirea nu este necesară. La culeele *5* și *6* sînt necesare următoarele temperaturi de preîncălzire : 350, 300, 200 și 150 °C, dacă se sudează cu electrozi avînd diametrul respectiv de : 3,25, *4*, *5* și *6* mm. La culeul *7* sînt necesare temperaturi de preîncălzire de 250, 150 și 100 °C, dacă se sudează cu electrozi avînd diametrul respectiv de 3,25, 4 și 5 mm.

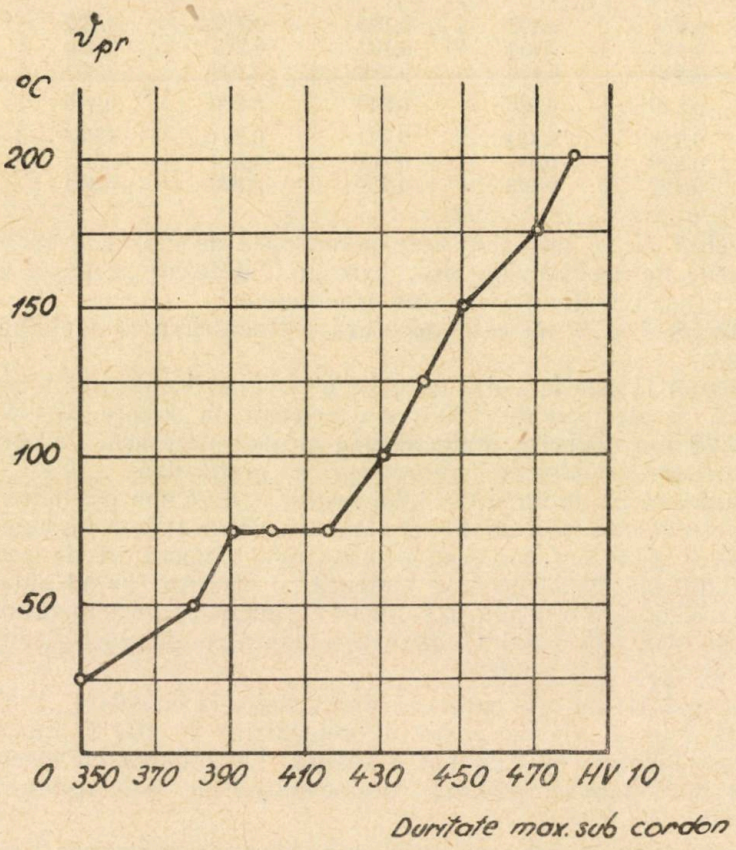
— După III nu este necesară preîncălzire la culeele *1, 2, 3, 5, 6* și *7*. La culeele *4* și *4'* este necesară o preîncălzire de 100 °C numai cînd se sudează cu electrozi de 3,25 mm diametru. La sudarea cu electrozi avînd diametrul mai mare cu 3,25 mm, preîncălzirea nu este necesară nici la aceste culee.

— După IV nu este necesară preîncălzire la culeele *1*, 2 și *5*. La culeul *3* este necesară o preîncălzire de 85 °C ; *4* și *4'* o preîncălzire de 50 °C ; la *6* o preîncălzire de 65 °C și la culeul *7* o preîncălzire de 100 °C.

— După VI nu este necesară preîncălzire decît la culeul *3* și anume de 100 °C. La celelalte culee nu se recomandă preîncălzire.

— După normele japoneze [9], carbonul echivalent se calculează cu relația V. Dacă *Ce* este egal sau mai mare decît 0,44 atunci se impune determinarea durității maxime sub cordon (vezi punctul *4.1*) și în funcție de aceasta se alege temperatura de preîncălzire ϑ_{pr} (*figura 1*). In cazul culeelor cercetate, după normele japoneze numai cele cu nr. *3, 4* și *4'* ar recesita preîncălzire.

În concluzie, culeele din oţel 17M13 ar necesita precauţii speciale la sudare după recomandările a 4 norme, iar celelalte culee fie că nu cer preîncălzire, fie că reclamă acest lucru dar numai după *1* din normele prezentate. Deci culeele din oţel 17M13 au cea mai mică probabilitate de a se



Temperatura de preîncălzire ϑ_{pr} în funcţie de duritatea maximă sub cordon, recomandată de normele japoneze.

suda fără precauţii speciale. Faptul se datoreşte în cea mai mare măsură conţinutului ridicat în carbon pe care îl are respectivul oţel.

3. Folosind carbonul echivalent *Ce* calculat cu relaţia I, s-au determniat însuşirile mecanice probabile din zona influenţată termic, la viteze minime (20 °C/s) şi maxime (60 °C/s) de răcire. Aceste viteze limită se referă la procedeele de sudare cu arcul electric [2]. Datele obţinute se văd în *tabela 3,* sus fiind trecute cele care corespund la viteza minimă şi jos

la viteza maximă. Datele arată că culeele *3*, *4* și *4'* adică cele din oțel 17M13 au tendință spre fragilizare mai accentuată decît celelalte culee. Faptul rezultă tot din conținutul ridicat în carbon a oțelului 17M13.

Tabela 3

Însușirile mecanice probabile din zona influențată termic calculate după Ce — relația I.

Nr.	σ_c kgf/mm²	σ_r kgf/mm²	$\delta 5$ %	Duritatea HV 10	Rezilienta mkgf/cm² la temperatura de	
					20 °C	—40 °C
1	35/44	60/75	25/15	180/240	8/7	6/5
2	35/44	60/75	25/15	180/240	8/7	6/5
3	40/50	70/87	22/12	220/250	7/5	4,2/2,5
4 4'	40/50	70/87	22/12	220/250	7/5	4,2/2,5
5	38/46	63/80	22/14	210/240	7,0/5,4	5,4/4,2
6	37/45	62/78	23/16	190/230	7,2/5,5	5,4/4,2
7	36/43	61/76	24/18	185/220	7,4/5,6	5,4/4,3

CERCETAREA EXPERIMENTALĂ

4. Cercetările experimentale asupra celor *7* culee s-au efectuat cu scopul de a determina însușirile caracteristice în problema pusă, adică comportarea la sudare a oțelurilor cînd se sudează fără precauții speciale. Aceste cercetări erau necesare pentru că considerațiile teoretice s-au bazat pe carbonul echivalent *Ce*, care se calculează din analiza normală. In analizele chimice normale nu se indică însă conținutul în gaze a oțelurilor și conținuturilor în elemente prezente sub formă de urme. De asemenea analizele chimice normale nu dau informații asupra oxizilor, incluziunilor nemetalice și altor elemente și compuși care influențează comportarea la sudare a oțelurilor. In afară de acestea, condițiile de elaborare și de laminare a culeelor au importanța lor în problema studiată.

4.1. Rezilienţa şi duritatea sub cordon. Pe table din culeele respective şi cu grosimile corespunzătoare, avînd lungimea de 200 mm şi lăţimea de 150 mm, s-a depus o cusătură prin sudare cu arcul electric, folosind tehnologia normală. Cordonul s-a depus pe mijlocul tablei şi avea lungimea de circa 150 mm. După sudare tabla a fost lăsată să

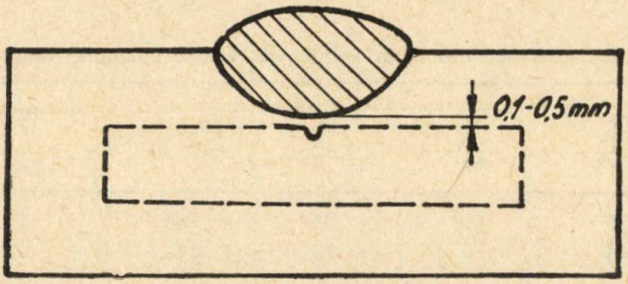


Fig. 2. Modul de prelevare a epruvetelor la determinarea rezilienţei sub cordon.

se răcească în aer liniştit avînd temperatura cuprinsă între 5 şi 25 °C. S-au prelevat apoi 10 epruvete de rezilienţă conform *figurii 2* şi trei secţiuni care s-au pregătit pentru determinarea durităţii maxime sub cordon. Rezultatele încercărilor se văd în *tabela 4.*

Tabela 4

Rezilienţele sub cordon şi duritatea maximă în zona influenţată termic.

Nr.	Rezilienţa în mkgf/cm² la 20 °C			Duritatea maximă HV 10
	Max.	Min.	Med.	
1	34,4	29,3	31,5	236
2	16,2	13,7	15,2	254
3	28,2	21,0	22,6	339
4	18,2	10,5	13,3	366
4'	29,5	23,4	26,0	390
5	32,5	25,5	28,9	282
6	12,0	9,8	11,2	285
7	27,9	23,0	25,0	346

Datele prezentate arată următoarele:

— Normalizarea oţelului 17M13 aduce o îmbunătăţire substanţială a rezilienţei sub cordon. Aceasta se vede comparînd *4* nenormalizat cu *4'*, normalizat unde rezilienţa medie a crescut de două ori;

— Din punct de vedere al limitei minime a rezilienţei sub cordon, care este de 3,5 mkgf/cm², toate culeele satisfac condiţia;

— Duritatea maximă sub cordon nu depăşeşte limita admisă de 350 HV 10 decît la culeele *4* şi *4'*. Se vede că normalizarea micşorînd grăunţii cristalini, provoacă o uşoară creştere a durităţii sub cordon; la *4,* nenormalizat ea este de 366 HV 10 şi la *4'* normalizat creşte la 390 HV 10.

Avînd în vedere cele mai recente cercetări în ceea ce priveşte duritatea sub cordon [8], o duritate de peste 350 HV 10 lucrează ca o «încrestare metalurgică», care reduce în-

sușirile de adaptare a construcției sudate. Cu alte cuvinte, construcția capătă o tendință spre fisurare mai mare în zona situată sub cordonul de sudură. Evident, duritatea ar putea fi redusă fie prin preîncălzire, fie printr-o tehnologie de sudare deosebită, fie prin alte precauțiuni, însă toate acestea nu se încadrează în problema pusă inițial.

Din aceste motive, cercetarea rezilienței și durității sub cordon arată că culeele *4* și *4'* nu corespund pentru construcții sudate la care nu se pot lua precauții speciale.

4.2. Proba de sudabilitate Cabelka [7]. A fost efectuată conform indicațiilor autorului. Rezilienţele s-au stabilit la temperatura de 20 °C. Epruvetele *12, 13* și *14,* conform indicațiilor, dau rezilienta metalului de bază. De aceea media lor *Kmed* a servit și la alte probe drept valoare de referință. Rezultatele obținute cu proba Cabelka se dau în *tabela 5.*

Tabela 5

Proba de sudabilitate Cabelka

Epruveta nr.	Culeul nr.							
	1	2	3	4	4'	5	6	7
1	16,8	13,5	15,4	10,3	17,7	12,0	17,9	18,0
2	20,5	13,2	15,2	12,2	18,3	17,4	17,9	18,0
3	13,7	8,8	14,0	13,4	13,1	17,5	21,6	14,2
4	16,6	9,4	13,7	12,5	18,0	19,5	9,4	14,6
5	16,2	10,0	16,6	8,8	16,3	21,7	11,2	15,7
6	17,4	10,4	15,7	9,1	15,8	19,2	13,7	17,2
7	18,0	10,4	17,4	8,8	16,6	21,0	11,0	16,5
8	17,8	11,1	15,7	10,4	18,0	22,5	13,4	17,5
9	18,5	11,0	16,6	9,3	17,4	21,0	13,4	18,1
10	18,5	12,2	16,6	11,4	18,1	21,0	14,0	18,5
11	21,0	12,0	17,7	12,0	17,1	22,0	12,0	18,5
12	19,0	12,0	17,2	10,8	19,7	22,5	13,4	18,0
13	20,5	10,4	16,6	9,7	19,2	22,7	14,7	18,5
14	23,5	11,4	17,4	10,4	19,5	23,5	13,0	17,5
* $\frac{Kmin}{Kmed}$	0,64	0,77	0,80	0,88	0,67	0,52	0,67	0,79
Variația durității în ZIT ** HV 10	198..212	181..206	209..245	206..264	221..285	181..208..	203..242	208..253

* Kmed=*rezilienta medie a metalului de bază*

** ZIT=*zona influențată termic.*

Datele prezentate arată următoarele:

— Toate culeele satisfac proba Cabelka;

— Se remarcă culeele *2, 3, 4* și *7,* la care rezilienta minimă din zona influențată termic este mai mare ca 0,76 Kmed, adică variația rezilienței în această zonă este foarte redusă;

— Se observă că durităţile maxime din zona influențată termic la proba Cabelka sînt mai mici decît durităţile maxime sub cordon de la proba anterioară (vezi tabela *4*).

Aceasta se explică prin severitatea termică mai mică la sudarea tablelor pentru proba Cabelka decît la proba de depunere a unei singure cusături. La proba Cabelka sudarea s-a efectuat prin mai multe treceri, ceea ce a mărit conținutul în căldură a tablelor, reducînd astfel vitezele de răcire. Cu toate acestea și la proba Cabelka, culeele nr. *3*, *4* și *4'* dau durităţile cele mai mari în zona influențată termic.

4.3. Încercarea de îmbătrînire. Din tabla corespunzătoare culeului cercetat, s-a prelevat longitudinal (axa epruvetei paralelă cu direcția de laminare), prin rabotare pe ambele fețe ale tablei, o epruvetă de 260×12×12 mm. Locul de prelevare era la o distanță de cel puțin 50 mm de marginile tablei și la egală distanță de fețele ei. Epruveta s-a alungit cu 10% prin întindere la o mașină de tracțiune și apoi a fost încălzită 2 ore la 300 °C. Răcirea a avut loc în aer liniștit cu temperatura cuprinsă între 5 și 25 °C. Din această epruvetă s-au prelevat epruvetele de rezilienţă. Reziliența după îmbătrînire K' a fost apoi raportată la reziliența medie a metalului de bază *Kmed*. Se consideră că culeul are o tendință spre îmbătrînire periculoasă dacă *K'/Kmed* este mai mic decît 0,5. Rezultatele încercării de îmbătrînire se văd în tabela 6.

Tabela 6

Rezultatele încercării de îmbătrînire la culeele studiate

Nr.	Rezilienţa K' după îmbătrînire în mkgf/cm²			K'med / Kmed
	Max.	Min.	Med.	
1	31,0	13,7	22,1	1,00
2	8,1	6,0	7,2	0,64
3	12,8	3,5	8,3	0,50
4	6,8	1,2	3,2	0,31
4'	20,6	12,5	16,8	0,87
5	31,5	17,0	23,8	1,03
6	8,5	1,7	6,5	0,46
7	24,2	15,2	20,1	1,10

Datele prezentate arată următoarele :

— Culeul nr. *4*, are o tendință spre îmbătrînire periculos de mare. Culeul nr. *6* este la limită din punct de vedere al îmbătrînirii.

— Normalizarea are efect bun în legătură cu îmbătrînirea. Astfel după normalizarea culeului nr. *4*, rezilienţele după îmbătrînire au crescut de 4...5 ori (vezi culeul nr. *4'*) și tendința spre îmbătrînire a scăzut la valori admisibile.

— Culeele *1*, *5* și *7*, datorită modului de elaborare foarte îngrijit, nu înclină practic spre îmbătrînire.

În concluzie, încercarea de îmbătrînire arată că culeele din oțelul *17M13* se pot admite în construcții sudate numai în stare normalizată.

4.4. Comportarea culeelor la temperaturi scăzute. Comportarea la temperaturi scăzute a fost cercetată cu ajutorul încercării de rezilienţă. Rezultatele măsurătorilor se văd în tabela 7.

Datele prezentate arată următoarele :

— Normalizarea oțelului *17M13* are și aici o influență foarte bună, rezilienţele obținute la nr. *4'*, normalizat, fiind de 2...3 ori mai mari ca la nr. *4*, normalizat.

Tabela 7

Comportarea culeelor la temperaturi scăzute

Nr.	Rezilienţa la 0 °C mkgf/cm²			Rezilienţa la —24 °C mkgf/cm²			Rezilienţa la —40 °C mkgf/cm²		
	Max.	Min.	Med.	Max.	Min.	Med.	Max.	Min.	Med.
1	37,2	33,5	35,7	37,3	31,5	34,9	37,0	18,4	28,4
2	14,2	11,5	13,0	11,7	9,2	10,0	9,0	4,6	7,0
3	34,0	20,6	27,4	19,8	14,0	16,9	18,0	10,8	13,1
4	13,8	9,3	10,6	11,2	7,7	9,2	9,5	2,1	5,3
4'	27,6	25,2	26,1	25,7	20,4	22,9	26,8	23,3	24,8
5	37,2	33,2	35,7	37,2	21,5	30,8	35,5	22,5	29,2
6	18,6	11,8	14,8	11,5	10,5	11,0	10,6	1,3	7,7
7	33,7	28,7	32,0	33,0	29,0	30,7	32,0	27,5	29,8

5. Privind în ansamblu cercetările făcute, se observă că culeele din oțel *09G2, 09G2S* și *FB50AK* satisfac toate probele impuse, putînd fi sudate fără precauții speciale. Oțelul *17M13* în stare nenormalizată nu satisface încercarea de îmbătrînire, iar la grosimi mai mari ca 20 mm duritatea sub cordon depășește limita admisă pentru sudare fără preîncălzire.

În consecință, oțelul *17M13* poate fi utilizat în construcțiile sudate numai în stare normalizată, iar la grosimi de tablă mai mari decît 20 mm el trebuie preîncălzit. Temperatura de preîncălzire se alege conform datelor existente în literatură.

Cercetările făcute s-au bazat pe cinci încercări experimentale, care, în linii generale, au confirmat previziunile teoretice bazate pe studiul carbonului echivalent. Se pune însă problema ca, pentru controlul curent al culeelor care intră în construcții sudate, să se reducă eventual numărul încercărilor experimentale. Analizînd cele 5 încercări experimentale folosite, se vede că, pentru controlul curent, se poate renunța la proba Ĉabelka și la determinarea rezilienței sub cordon. Proba Ĉabelka și rezilienţa sub cordon urmăresc de fapt fenomenele de îmbătrînire cauzate de ciclurile termice ale procesului de sudare. La proba Ĉabelka severitatea termică a ciclurilor este mai mică decît la depunerea unei singure cusături pe placă, așa cum e cazul la determinarea rezilienței sub cordon. La ambele încercări însă, efectele de îmbătrînire sînt mai reduse decît la încercarea de îmbătrînire artificială. De aceea, considerăm că proba de îmbătrînire și încercarea durității sub cordon suplinesc suficient cele două încercări menționate.

În concluzie, pentru determinarea comportării la sudare a oțelurilor slab aliate destinate construcțiilor sudate, încercările concludente ale unui control curent sînt: duritatea maximă sub cordon să fie sub 350 HV10, rezilienţa după îmbătrînire să fie mai mare decît 0,5 ori rezilienţa oțelului neîmbătrînit și rezilienţa medie la temperatura minimă de lucru să fie peste 4,8 mkfg/cm², fără ca rezilienţa minimă să se situeze sub 3,5 mkgf/cm².

BIBLIOGRAFIE

1. Șt. Nădășan și colaboratorii (1958), Cercetări asupra sudării oțelului OLX 52. *Studii și cercetări, Științe tehnice,* Timișoara.
2. M. R. Șraerman și K. I. Lebedeeva (1966), Relație între însușirile mecanice din zona influențată termic și ciclurile termice la sudarea oțelurilor slab aliate de construcție. *Svarocinoe proizvodstvo,* 11.
3. G. Tschenke și R. Killing (1963), Acțiunea căldurii în zona influențată termic la sudarea oțelurilor de construcții, *Schweissen und Schneiden, 7.*
4. D. Séférian (1965), *Métalurgie de la soudure,* Ed. Dunod, Paris.
5. B. S. Kasatkin și V. F. Musiacenko (1966), Oțeluri slab aliate cu rezistență mare pentru construcții sudate, *Avtomaticeskaia Svarka, 7.*
6. * * * (1965), *Principiile fundamentale teoretice și practice ale sudării.* Canadian Welding bureau, Ottawa.
7. I. Čabelka (1956), *Incercări de sudabilitate.* Ed. VUS, Bratislava.
8. H. Gerbeaux și J. P. Vildeau (1966), Relație între duritatea sub cordon și comportarea mecanică a ansamblurilor sudate din oțel 52, *Soudage et techniques connexes, 7/8.*
9. U. Hașimoto și M. Inagaki (1967), Oțelurile de construcții și problema sudării lor, *Avtomaticeskaia Svarka, 8, 9.*

Manuscris primit la redacție la 30 octombrie 1967.

COMPORTAREA LA SUDARE A SISTEMULUI ZGURIFIANT CaF_2—Al_2O_3

M. HRELESCU, F. BĂR, TR. SĂLĂGEAN, D. BOTH

Centrul de cercetări tehnice al Academiei Republicii Socialiste România, Timişoara

Sînt prezentate considerațiile făcute în legătură cu o serie de fluxuri ceramice. In compoziția fluxurilor întră Al_2O_3 și CaF_2, raportul Al_2O_3/CaF_2, fiind diferit. Pentru a aprecia caracterul chimic al zgurilor obținute la sudarea cu arcul electric, s-a calculat „bazicitatea" zgurilor. Rezultatele experimentale obținute de autori duc la concluzia că nu există o dependență directă între bazicitatea zgurilor și transferul cromului, dar se poate stabili o corelație între bazicitatea zgurii și conținutul de hidrogen difuzibil din metalul depus. Considerațiile sînt folositoare la elaborarea fluxurilor bazate pe sistemul CaF_2—Al_2O_3.

1. La elaborarea învelișurilor de electrozi și a fluxurilor de sudură se folosesc diferite substanțe care prin proprietățile lor fizico-chimice răspund cerințelor impuse la sudarea cu arcul electric și anume : stabilizarea arderii arcului, protecția spațiului arcului față de acțiunea mediului ambiant, formarea unei zguri compacte și ușor detașabile de pe cusătură, protejarea trecerii elementelor de aliere din înveliș sau flux în metalul cusăturii.

Din punct de vedere chimic, substanțele care compun învelișurile sau fluxurile imprimă acestora un caracter acid, bazic sau neutru, care la rîndul său determină natura proceselor metalurgice care au loc la nivelul „zgură-metal topit". Numeroasele cercetări în această direcție au permis stabilirea principalelor date care caracterizează comportarea la sudare a unor sisteme zgurifiante devenite uzuale : SiO_2—MnO, SiO_2—CaO, SiO_2—TiO_2—FeO, SiO_2—CaO—Al_2O_3 etc.

Cercetări anterioare asupra concentrației de saturație a picăturilor de metal topit [1] și a acțiunii oxidului de aluminiu în fluxurile ceramice [2] au arătat influența favorabilă a fluorurii de calciu (CaF_2) și oxidului de aluminiu (Al_2O_3) asupra proceselor specifice sudării cu arc electric, ceea ce a impus inițierea unor studii mai ample asupra sistemului binar CaF_2—Al_2O_3. Este de reținut faptul că sistemul este utilizat la elaborarea fluxurilor pentru sudarea în baie de zgură topită și că studiile menționate în literatură [3], [4] prezintă numai date legate direct de acest procedeu.

2. Diagrama de echilibru a sistemului CaF_2—Al_2O_3 este de tipul cu eutectic (*fig. 1*), corespunzător conținutului de 75,5% CaF_2 și 24,5% Al_2O_3, adică la $Al_2O_3/CaF_2=0{,}325$ Temperatura de topire corespunzătoare concentrației eutectice este de 1 265 °C. Prin creșterea conținutului de Al_2O_3 de la 0% pînă la 24,5%, temperatura de topire a sistemului scade de la temperatura de topire a fluorurii de calciu (1 380 °C) pînă la temperatura de topire a eutecticului. La creșterea conținutului de Al_2O_3 peste 24,5% temperatura de topire a sistemului crește din nou, însă mai rapid, ajungînd final la temperatura corespunzătoare topirii oxidului de aluminiu (2 045 °C). Acest aspect al diagramei de echilibru are însemnătate la judecarea fenomenelor metalurgice studiate în cele ce urmează. De asemenea se reține faptul că intervalul de cristalizare este restrîns, aproximativ 40°—80 °C, ceea ce face ca zgură să fie „scurtă".

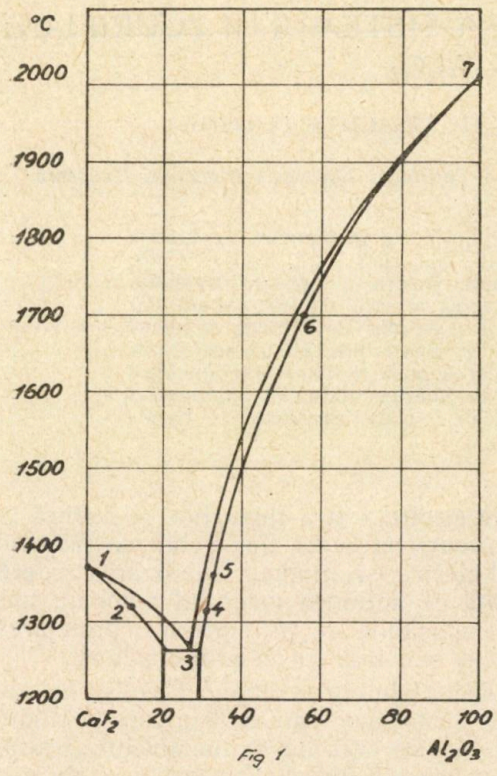


Fig. 1. Diagrama de echilibru a sistemului CaF_2—Al_2O_3.

Pentru cercetarea comportării la sudare a sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3, au fost elaborate o serie de fluxuri ceramice la care s-a folosit ca liant silicatul de sodiu. Ca urmare în rețetele fluxurilor, alături de CaF_2 și Al_2O_3, apare SiO_2 și Na_2O. Concentrația acestora în fluxuri nu este egală deoarece susceptibilitatea de legare a masei uscate variază în funcție de raportul dintre Al_2O_3 și CaF_2. Astfel, prin creșterea conținutului de Al_2O_3, crește cantitatea de liant necesară [5]. În tabela 1 se prezintă rețetele fluxurilor elaborate, notate de la *1* la *7*. Se observă că concentrațiile de CaF_2 și Al_2O_3 nu corespund concentrațiilor absolute ilustrate în diagrama de echilibru (*fig. 1*), ca urmare a introducerii silicatului de sodiu. Ca urmare, s-au determinat concentrațiile $[CaF_2]$ și $[Al_2O_3]$ care nu țin seama de prezența SiO_2 și Na_2O, ceea ce a făcut posibilă raportarea rezultatelor la diagrama de echilibru și urmărirea mai ușoară a influenței celor două substanțe ce compun sistemul.

În această situație, pentru stabilirea caracterului chimic al zgurilor fluxurilor elaborate (acide, bazice, sau neutre), trebuie să se ia în considerare

Tabela 1

Rețetele fluxurilor elaborate

Notația fluxurilor	CaF_2 %	Al_2O_3 %	SiO_2 %	Na_2O %	$[CaF_2]$ %	$[Al_2O_3]$ %
1	94,5	0	2,7	2,8	100	0
2	82,7	9,9	3,6	3,8	89,4	10,6
3	67,8	22,6	4,7	4,9	75,0	25,0
4	63,2	26,1	5,3	5,4	70,8	29,2
5	60,1	27,4	6,2	6,3	68,7	31,3
6	39,7	47,1	6,5	6,7	45,7	54,3
7	0	80,6	9,5	9,9	0	100

reacțiile chimice posibile între substanțe, în condițiile arcului electric și anume [6]:

$$2CaF_2 + SiO_2 \rightarrow 2CaO + SiF_4 \uparrow \quad (1)$$

$$3CaF_2 + Al_2O_3 \rightarrow 3CaO + 2AlF_3 \uparrow \quad (2)$$

În legătură cu aceste reacții se reține următoarele:

a) Deoarece siliciul este mai puțin electropozitiv decît aluminiul, CaF_2 va intra în reacție în primul rînd cu SiO_2.

b) În urma reacțiilor (1) și (2), în zgură va apare CaO rezultat din reacția cu SiO_2, pe care îl notăm $(CaO)_{SiO_2}$ și din reacția cu Al_2O_3, notat $(CaO)_{Al_2O_3}$.

c) Alături de CaO din reacții rezultă SiF_4 și AlF_3 sub formă de gaze.

Cu aceste considerații s-a calculat cantitatea totală de CaO ce rezultă în zgură și cantitățile în exces de CaF_2 și Al_2O_3 (tabela 2). CaF_2 în exces s-a calculat după desfășurarea reacției (1), notat cu $(CaF_2)'$ și după terminarea reacției (2) $(CaF_2)''$, acesta din urmă considerîndu-se ca fiind cantitatea efectivă de CaF_2 care este în exces și rămîne în zgură. Similar s-au calculat și Al_2O_3 în exces, după desfășurarea reacției (2).

Tabela 2

Rezultatele reacțiilor chimice (1) și (2), pentru 100 g flux

Notația fluxurilor	$(CaO)_{SiO_2}$ g	$(CaF_2)'$ g	$(CaO)_{Al_2O_3}$ g	$(CaF)''$ g	Al_2O_3 g	CaO g	SiF_4 g
0	1	2	3	4	5	6=1+3	7
1	5,04	87,5	0	87,5	0	5,04	4,68
2	6,72	73,3	16,35	50,5	0	23,07	6,24
3	8,77	55,6	37,30	3,6	0	46,07	8,14
4	9,88	49,4	35,40	0	4,60	45,28	9,18
5	11,58	44,0	31,60	0	8,20	43,18	10,74
6	12,13	22,8	16,40	0	37,25	28,53	11,27
7	0	0	0	0	80,60	0	0

Recalcularea concentrației

Notația fluxului	Concentrațiile substanțelor după tabelele 1 și 2, în g obținute din 100 g flux				
	CaO	SiO_2	Na_2O	$(CaF_2)''$	Al_2O_3
1	5,04	0	2,8	87,5	0
2	23,07	0	3,8	50,5	0
3	46,07	0	4,9	3,6	0
4	45,28	0	5,4	0	4,60
5	43,18	0	6,3	0	8,20
6	28,53	0	6,7	0	37,25
7	0	9,5	9,9	0	80,60

Din datele tabelei 2 rezultă următoarele observații, ce vor fi folosite la stabilirea comportării chimice a zgurilor și anume:

a) Fluxurile 1, 2 și 3 au exces de CaF_2 astfel că zgura va fi formată din CaO, Na_2O și CaF_2.

b) Fluxurile 4, 5 și 6 au exces de Al_2O_3 și zgura va fi formată din CaO, Na_2O și Al_2O_3.

c) Fluxul 7 nu conține CaO deoarece în acest caz reacțiile (1) și (2) nu sînt posibile, lipsind CaF_2. Zgura ce rezultă conține SiO_2, Na_2O și Al_2O_3.

Această situație este posibilă în ipoteza că CaF_2 și Al_2O_3 în exces nu mai participă și la alte reacții.

Stabilirea caracterului chimic al zgurilor se poate face pe baza concentrațiilor substanțelor active din zgura formată. În cazul fluxurilor 1 ... 6, zgurile nu au componentă acidă întrucît cantitatea inițială de SiO_2 s-a consumat în reacția (1). O măsură a caracterului bazic al acestor zguri s-a considerat a fi suma concentrațiilor componentelor bazice cuprinse în excesul de CaF_2 (zgurile 1, 2 și 3), respectiv în excesul de Al_2O_3 (zgurile 4, 5 și 6). În consecință, s-a procedat la recalcularea concentrațiilor (în % greutate) a acestor componente, în zgura rezultată. Valorile recalculate, notate cu indicele *r*, sînt redate în tabela 3, alături de suma $\%(CaO)_r + \%(Na_2O)_r$. La fluxul 7, aprecierea bazicității s-a făcut pe baza raportului $\%(Na_2O)_r / \%(SiO_2)_r$, deoarece în acest caz suma $(CaO)_r + (Na_2O)_r$ nu exprimă în mod real caracterul chimic al zgurii.

În *figura 2* s-a ilustrat variația sumei $(CaO)_r + (Na_2O)_r$, în procente, aleasă ca indice al bazicității zgurilor, în funcție de concentrația relativă $[Al_2O_3]$ din flux, extrasă din tabela 1.

Se constată că prin mărirea cantității de Al_2O_3 din flux pînă la 25%, bazicitatea zgurilor crește rapid, atingînd un maximum în jurul punctului corespunzător eutecticului din diagrama de echilibru (*fig. 1*). Aceasta se explică prin intensificarea reacției (2) care are ca rezultat creșterea concentrației de CaO din zgură.

Tabela 3

substanțelor în zgură

Concentrațiile recalculate a substanțelor în zgură, în %						$\frac{(CaO)_r^+}{(Na_2O)_r}$ %	$\frac{\%\ (Na_2O)_r}{\%\ (SiO_2)_r}$
$(CaO)_r$	$(SiO_2)_r$	$(Na_2O)_r$	$(CaF_2)''$	$(Al_2O_3)_r$	Total		
5,26	0	2,94	91 80	0	100	8,20	—
29,80	0	4,90	65'30	0	100	34,72	—
84,40	0	9,00	6 60	0	100	93,40	—
82,00	0	9,70	0	8,30	100	91,70	—
74,90	0	10,90	0	14,20	100	85,50	—
39,50	0	9,25	0	51,25	100	48,80	—
0	9,50	9,90	0	80,60	100	9,9	1,04

Prin mărirea conținutului de Al_2O_3 psete 25%, bazicitatea zgurilor scade lent ca urmare a scăderii conținutului de CaF_2 din flux.

Pe baza rezultatelor ilustrate în figura 2, s-ar părea că fluxul 7 are o bazicitate mai mare decît fluxul 1. Acest fapt nu este real deoarece fluxul 7 conține și SiO_2, caz în care se ia în considerare raportul $Na_2O/SiO_2 = 1{,}04$ care arată că fluxul este foarte slab bazic. În acest sens reprezentarea dată în figura 2 este numai cu caracter informativ, deoarece nu ține seama de prezența SiO_2.

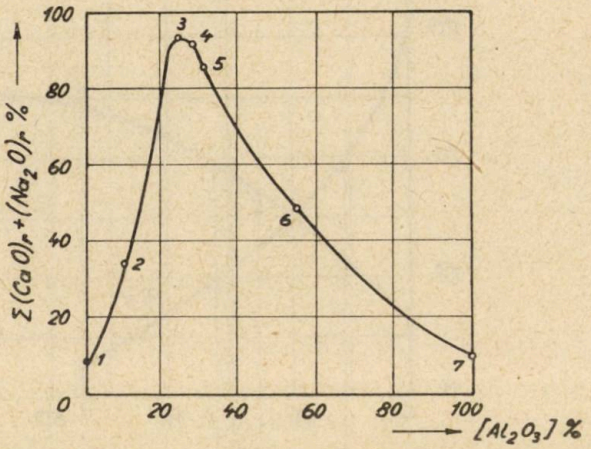


Fig. 2. Variația bazicității fluxurilor ceramice elaborate în sistemul CaF_2—Al_2O_3.

Prin efectuarea acestor investigații teoretice asupra caracterului chimic a zgurilor ce rezultă la sudarea cu fluxuri ceramice elaborate în sistemul CaF_2—Al_2O_3, devine posibilă explicarea unor rezultate experimentale, care în parte contribuie la stabilirea comportării la sudare a fluxurilor studiate.

3. În cazul sudării automate sub flux, există două posibilități în ceea ce privește realizarea unor metale depuse aliate: sudarea cu sîrmă aliată corespunzător și flux topit sau cu sîrmă nealiată și flux ceramic aliat.

Folosirea celei de-a doua variante este deosebit de avantajoasă din punct de vedere tehnico-economic deoarece permite realizarea unor metale depuse cu compoziție chimică foarte variată și cu cheltuieli minime. Aceste considerente au condus la extinderea folosirii fluxurilor ceramice la noi în țară, mai ales în scopul obținerii unor metale depuse avînd proprietăți speciale [7], [8], [9].

În această situație prezintă interes stabilirea capacității sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3 de a permite trecerea elementelor de aliere din flux în metalul depus. S-au elaborat o serie de fluxuri a căror parte zgurifiantă este similară fluxurilor din tabela 1 iar partea de aliere este constituită dintr-o cantitate constantă de crom. Sudînd cu aceste fluxuri și analizînd conținutul de crom din metalul depus [Cr] și din zgura solidificată (Cr) a rezultat situația arătată în *figura 3*. Se vede că odată cu creșterea cantității relative [Al_2O_3] din flux crește cantitatea de crom metalic reținută în zgura solidificată și scade cantitatea de crom din cusătură.

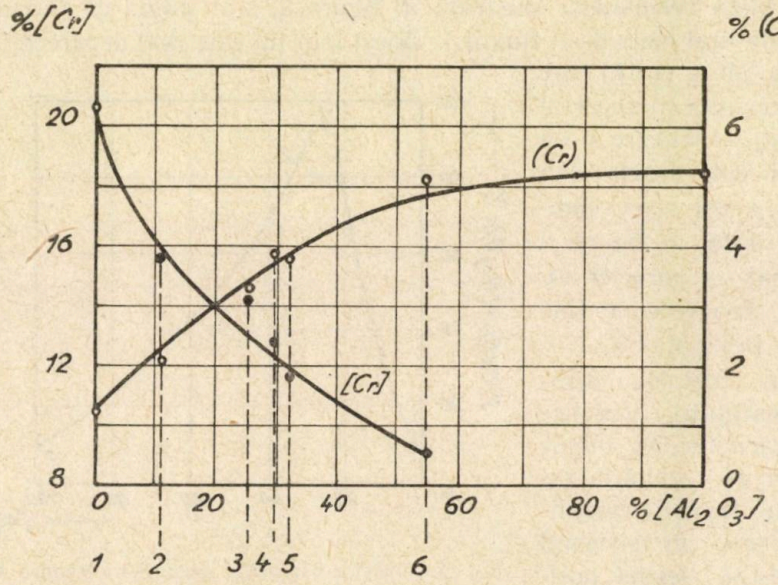


Fig. 3. Variația conținutului de crom din cusătură [Cr] și din zgura solidificată (Cr), în funcție de conținutul de Al_2O_3 din fluxuri.

Confruntînd rezultatele ilustrate în *figurile 2* și *3* se constată că variația bazicității fluxului nu conduce la o variație similară a conținutului de element de aliere din metalul depus. Pentru explicarea rezultatelor din *figura 3*, trebuie să se ia în considerare legea lui Stokes, care exprimă viteza de cobo-

ire (V_c) a particulelor de metal (elemente de aliere) din zgură topită în aia metalică și anume.

$$v_c = \frac{2}{9} \frac{g}{\eta} r^2 (\gamma_M - \gamma_Z) \qquad (3)$$

n care g este accelerația gravitațională, r este raza particulei metalice care oboară, γ_M și γ_Z reprezintă greutatea specifică a particolei metalice și espectiv a zgurii, η este viscozitatea zgurii în poise. Din relația (3) se bservă că mărirea viscozității zgurilor conduce la micșorarea gradului de liere a metalului depus prin reducerea vitezei de coborîre a particulelor, eea ce contribuie la reținerea acestor particule în zgură.

Determinările experimentale făcute de *Leibenson* și *Tregudenko* [3] supra unor fluxuri topite, elaborate în sistemul CaF_2—Al_2O_3 (*fig. 4*), au rătat că prin creșterea conținutului de Al_2O_3 viscozitatea zgurii crește. De semenea, mărirea conținutului de CaF_2 de la 55% la 85% face ca tem-eratura corespunzătoare inflexiunii curbei „viscozitate-temperatură" să cadă cu circa 200 °C, cea ce practic înseamnă obținerea unor zguri lungi.

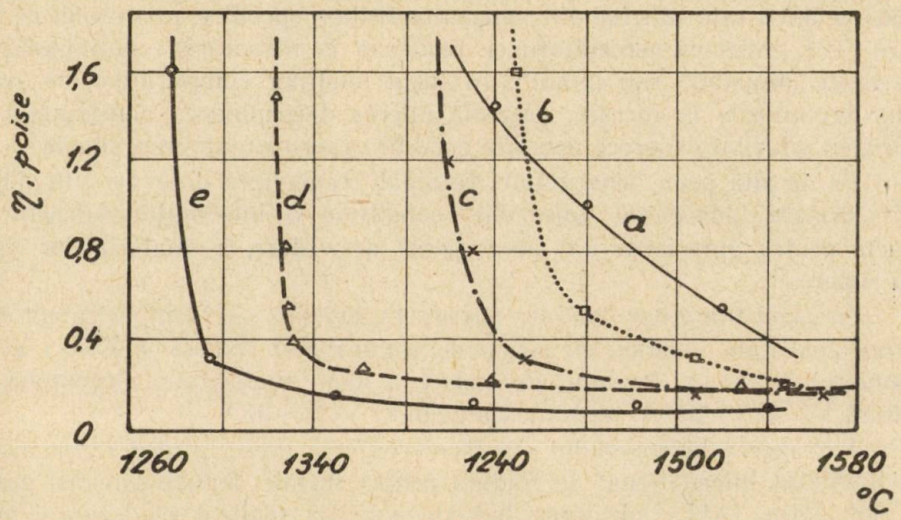


Fig. 4. Curbele „vîscozitate-temperatură" pentru fluxurile:
a 60% CaF_2+33% Al_2O_3+3% SiO_2+2% CaO+1 % MgO;
b 55% CaF_2+40% Al_2O_3+5% SiO_2;
c 65% CaF_2+30% Al_2O_3+5% SiO_2;
d 75% CaF_2+20% Al_2O_3+5% SiO_2;
e 85% CaF_2+10% Al_2O_3+5% SiO_2 [3].

In această situație, rezultatele ilustrate în *figura 3* devin explicabile și se poate trage concluzia că la sudarea cu fluxuri ceramice bazice procesul le aliere a metalului cusăturii depinde de proprietățile fizice ale zgurii, (vis-

cozitatea, intervalul de cristalizare), gradul de bazicitate al acesteia avîn un rol secundar. Prin urmare, din punct de vedere al alierii oțelului moal în arcul electric, este convenabil ca fluxurile ceramice elaborate în sistemu CaF_2—Al_2O_3 să aibă un conținut cît mai mare de CaF_2. Practic, acest lucr nu este posibil deoarece mărirea conținutului de CaF_2 peste 50 . . . 60% con duce la formarea necorespunzătoare a cusăturii [8].

4. Este cunoscut faptul că prezența hidrogenului în metalul cusături favorizează apariția porilor, fisurilor și microfisurilor. Studiile făcute p plan mondial au arătat că, în cazul sudării manuale cu arc electric cu elec trozi înveliți, conținutul de hidrogen din metalul cusăturii depinde în mar măsură de compoziția învelișului respectiv de comportarea chimică a zguri lor. Se constată deosebiri importante în ceea ce privește conținutul de hidro gen la sudurile executate cu electrozi avînd înveliș acid, titanic, celulozic sa bazic [10], sau chiar cu același tip de înveliș [11].

Determinarea experimentală a conținutului inițial de hidrogen di baia metalică este dificilă din cauza condițiilor specifice procesului de su dare [12], astfel că cercetătorii se limitează la măsurarea conținutului d hidrogen „difuzibil" sau „total". In cazul studiilor comparative, de genu celor preconizate în lucrare, prezintă interes determinarea conținutului d hidrogen difuzibil deoarece necesită condiții experimentale mai simple.

Pe de altă parte hidrogenul „rezidual" reprezintă doar 5—10% [11] Prin urmare hidrogenul „difuzibil" constituie o informație suficient d exactă pentru aprecierea din acest punct de vedere, a materialelor pen tru sudare.

In cazul fluxurilor studiate (tabela 1) sudarea s-a făcut în curent con tinuu, polaritate inversă, cu sîrmă de sudură *S10 (STAS 1126-61)* avîn diametrul de 3 mm. Regimul de sudare a fost: intensitatea curentului d sudură I = 410—430 A, tensiunea arcului U = 28—30 V.

Extragerea hidrogenului s-a făcut conform prescripțiilor recomandat de Institutul Internațional de Sudură pentru metale depuse din oțel moal și slab aliate [14]. Colectarea hidrogenului s-a realizat cu ajutorul uno eudiometre [11], unele dintre acestea avînd ca mediu de colectare glicerină iar celelalte alcool etilic. De asemenea s-a folosit un aparat cu mercur simi lar cu cel descris de *Dawson* și *Smith* [15].

Rezultatele determinărilor făcute sînt ilustrate în *figura 5,* avînd c mediu de colectare mercur (a), glicerină (b) și alcool etilic (c). Calculîn du-se valorile medii ale conținutului de hidrogen la metalele depuse c fiecare flux în parte, s-a trasat curba variației hidrogenului în funcție d conținutul relativ [Al_2O_3] din flux.

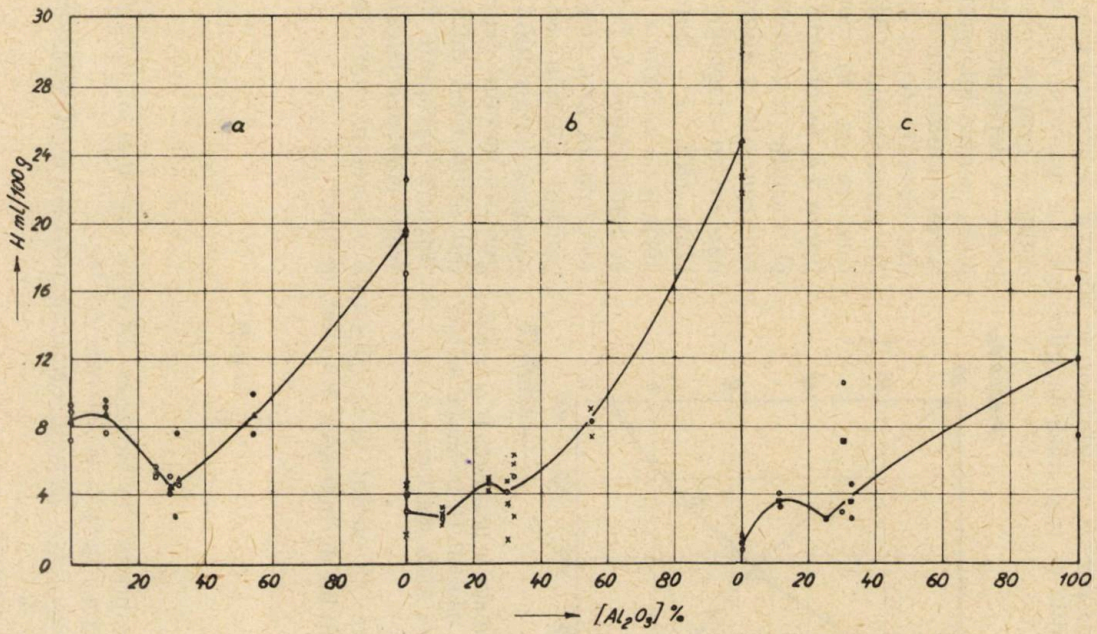


Fig. 5. Variația conținutului de hidrogen difuzibil din metalul depus, folosind ca medii de colectare mercur (a), glicerină (b) și alcool etilic (c).

Analizînd rezultatele obținute se constată că în cazul celor trei medi de colectare nu există o concordanță, fapt care confirmă rezultatele prezentate la Institutul Internațional de Sudură de către delegația norvegiană [13]. In privința dispersiei rezultatelor se observă că aceasta este mare în cazul alcoolului etilic și mai mică la glicerină. La aparatul cu mercur se obține o grupare corespunzătoare a determinărilor și ca atare, pentru interpretarea variației conținutului de hidrogen din metalul depus în funcție de concentrația $[Al_2O_3]$ din flux se ia în considerare *figura 5 a*. Se observă că curba de variație a conținutului de hidrogen are o aliură asemănătoare cu diagrama de echilibru (*fig. 1*). Suprapunînd curbele de variație a bazicității și conținutului de hidrogen se constată că prin creșterea bazicității fluxului se produce scăderea conținutului de hidrogen din metalul depus, acesta din urmă fiind minim pentru fluxurile apropiate de concentrația eutectică (*fig. 6*).

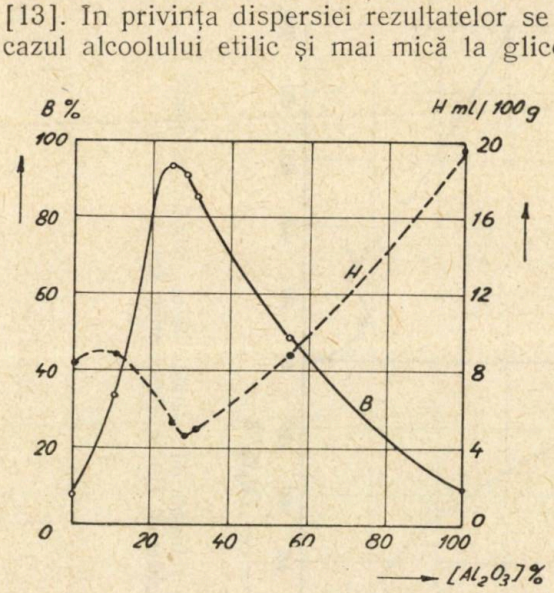


Fig. 6. Curbele de variație a bazicității B și a conținutului în hidrogen difuzibil H, în funcție de conținutul de Al_2O_3 din flux.

In continuare s-a căutat să se găsească o corelație între bazicitatea fluxului și conținutului de hidrogen difuzibil, de tipul

$$\frac{1}{H} = k \cdot B \qquad (4)$$

în care :

H este conținutul de hidrogen difuzibil exprimat în ml/100 g metal depus, la 0 °C și 760 mm col. Hg ;

B — bazicitatea fluxului exprimat prin suma $(CaO)_r + (Na_2O)_r$. în % ;

k — constantă.

S-a urmărit să se stabilească această corelație atît pentru fluxurile elaborate cît și pentru unele concentrații de $[Al_2O_3]$ interpolate și notate cu indicele x (tabela 4).

Din datele tabelei 4 rezultă că în sistemul zgurifiant $CaF_2Al_2O_3$, la conținuturi cuprinse între 15 . . . 60% Al_2O_3, între bazicitatea fluxului și conținutul de hidrogen difuzibile există corelația :

$$\frac{1}{H} = (0{,}0020 \ldots 0{,}0025).B \qquad (4')$$

Prin urmare, din punctul de vedere al micșorării tendinței spre formarea microfisurilor în metalul depus, datorită prezenței hidrogenului, este recomandabil să se folosească fluxurile avînd concentrațiile de CaF_2 și Al_2O_3 apropiate de concentrația eutectică.

Tabela 4

Stabilirea corelației între B și H la diferite conținuturi de Al_2O_3 din flux

Notația fluxului	$[Al_2O_3]$ %	$B=(CaO)_r+(Na_2O)_r$ %	H ml/100 g	$k=\frac{1}{H.B.}$
1	0	8,2	8,4	0,01450
2	10,6	34,7	8,8	0,00328
	15,0*)	50,0*)	8,0*)	0,00250
	20,3*)	75,0*)	6,6*)	0,00203
3	25,0	93,4	5,3	0,00203
4	29,2	91,7	4,6	0,00240
5	31,3	85,5	5,0	0,00234
	40,0*)	69,0*)	6,3*)	0,00230
6	54,0	48,8	8,8	0,00234
	60,0*)	43,0*)	10,0*)	0,00233
7	100	9,9	19,7	0,00513

**) Valori scoase din curbele figurii 6.*

5. Pe baza teoriei alierii oțelului moale în arcul electric cu elemente din înveliș sau flux, elaborată la Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei Republicii Socialiste România [16] și a cercetărilor experimentale descrise în această lucrare s-au elaborat două fluxuri ceramice destinate sudării automate a oțelurilor inoxidabile de tipul 18/8 : un flux de aliere, care la sudare cu sîrmă din oțel moale produce metal depus tip 18/8 și un flux de compensare, care protejează și compensează pierderile de elemente de aliere la sudarea cu sîrmă aliată corespunzător. Aceste fluxuri au fost aplicate în practică de către Întreprinderea de montaje din București la

sudarea rezervoarelor din oțel inoxidabil, destinate industriei chimice și au dat rezultate satisfăcătoare.

În concluzie, sistemul zgurifiant CaF_2—Al_2O_3 poate fi folosit cu succes la elaborarea fluxurilor ceramice, alegînd în mod potrivit raportul dintre CaF_2 și Al_2O_3. Această alegere trebuie să aibă la bază asigurarea trecerii elementelor de aliere din flux în metalul depus, obținerea unor cusături cu conținut redus de hidrogen și îndeplinirea condițiilor tehnologice care privesc formarea cusăturii și desprinderea zgurii.

BIBLIOGRAFIE

1. T. Sălăgean, M. Hrelescu, F. Bär (1966): Asupra concentrației de saturație a picăturilor de metal topit la sudarea cu arcul electric. *Studii și cercetări de metalurgie*, **11**, *1*, 87—94.
2. T Sălăgean, M. Hrelescu, P. Stoianovici, E. Bär (1962): Asupra acțiunii oxidului de aluminiu în fluxurile ceramice. *Studii și cercetări, Științe tehnice*, **9**, *1—2*.
3. S. A. Leibenson, A. F. Tregudenko (1962): *Proizvodstvo stali metodom elektroșlakovovo pereplava*. Metallurghizdat, Moskva.
4. V. N. Kolinsîk (1965): Udelnaia elektroprovodnosti nekotorîh fliusov dlia elektroșlakovovo pereplava. *Avtomaticeskaia svarka*, *7*.
5. M. Hrelescu, F. Bär, T. Sălăgean (1966): Mărirea rezistenței mecanice la granulele fluxurilor ceramice. *Construcția de mașini*, *4*.
6. M. M. Kliuev, L. A. Dedușev (1966): Protessî raskisleniia pri elektroșlakovom pereplave. *Avtomaticeskaia svarka*, *5*.
7. T. Sălăgean, M. Hrelescu, P. Stoianovici (1961): Încărcarea prin sudare a bandajelor uzate de la roțile de tramvai. *Studii și cercetări, Științe tehnice*, **8**, *1—2*.
8. T. Sălăgean, M. Hrelescu, F. Bär: Fluxuri ceramice pentru sudarea oțelurilor inoxidabile de tipul 18/8 (sub tipar).
9. M. Hrelescu (1967): Cercetări privind depunerea unui oțel înalt aliat pe oțel carbon obișnuit. *Construcția de mașini*, *7*.
10. C. L. Cottrell (1954): Hydrogen-barrier to welding proces. British *Welding Jurnal*, *4*.
11. A. Million, I. Surgean (1965): Despre determinarea conținutului de hidrogen în metalul depus cu electrozi de sudură. *Comunicările celei de a V-a Conferințe de sudură și încercări de metale*. Timișoara, septembrie.
12. F. R. Coe (1962): Hydrogen determination in welding research. *Special Report*, **73**, *The Iron and Steel Institute*, London.
13. * * * : Exploraty measurements of diffusible hydrogen using mercury, paraffin and glycerine as confining Liquids. *Doc. IIS/IIW II-A--150-65*.
14. * * * : Tentative procedure for the determination of hydrogen in mild and low alloy weld metal. *Doc. IIS/IIW II-381-66*.
15. J. V. Dawson, L. W. L. Smith (1960): The determination of hydrogen in cast iron. *Special Report*, *68*, *The Iron and Steel Institute*, London.
16. T. Sălăgean (1963): *Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric a oțelurilor*. Ed. Academiei R.P.R., București.

Manuscris primit în redacție la 13 mai 1967.

AL IV-LEA CONGRES DE ÎNCERCĂRI DE MATERIALE DE LA BUDAPESTA

Devenit tradițional, Congresul de încercări de materiale de la Budapesta s-a desfășurat în anul 1967 în zilele de 11—14 octombrie, întrunind un mare număr de cercetători din acest domeniu din Belgia, R. P. Bulgaria, R. F. a Germaniei, R. D. Germană, Franța, Anglia, Italia, R. S. F. Jugoslavia, Austria, R. P. Polonă, Republica Socialistă România, Elveția, R. S. Cehoslovacia, Statele Unite ale Americii și țara gazdă R. P. Ungară.

Lucrările Congresului s-au desfășurat pe două secții de specialitate:

— Secția I cu specific de încercări mecanice și tehnologice la care s-a prezentat un număr de 51 referate care se pot grupa în 7 grupe tematice după cum urmează: mașini și metode de încercare diverse (16 referate); probleme de oboseală a metalelor (10 referate); încercri dinamice (7 referate); influența structurii materialului asupra calităților mecanice (7 referate); comportarea materialelor sub influența formei pieselor, a neomogenității structurii și a mediului ambiant (6 referate); fluaj și relaxare (3 referate) și probleme de uzură și duritate (2 referate).

— Secția a II-a, de încercări nedistructive, la care s-au prezentat 32 referate grupate în probleme de examinare ultrasonică (18 referate); încercări și defectoscopie cu raze Röntgen și cu raze Gama (9 referate) și examinări magnetice și electrice (5 referate).

În cele ce urmează vor fi trecute în revistă pe scurt lucrările secției I-a la care delegația română a contribuit cu un număr de 5 lucrări. În ședința de deschidere s-a prezentat lucrarea de St. Nădășan, L. Boleanțu și M. Fischer întitulată: *Influența crestăturilor de bază și de descărcare asupra rezistenței de rupere a oțelurilor solicitate la tracțiune statică*, iar în continuare lucrările: Gh. Buzdugan și colab. *Coeficienții dinamici în exploatarea unui funicular pentru transportul de persoane*; A. Bernath *Influența tratamentului termic asupra rezistenței la oboseală și a altor caracteristici mecanice a oțelurilor de îmbunătățire*. Lucrări elaborate de cercetători din Republica Socialistă România în colaborare cu cercetători din R. P. Ungară au fost: A. Bernath (R. S. România) și I. Havas (R.P.U) *Despre comparabilitatea încercărilor de încovoiere rotativă* și E. Czoboly, I. Havas (R.P.U.) și E. Iovițiu (R. S. România) *Propuneri pentru aprecierea sensibilității de rupere fragilă pe baza lucrului mecanic de rupere.*

Lucrările secției I s-au deschis cu referatul ținut de dr. ing. P. Réti (R.P.U.) despre încercările de oboseală urmărite pe calea ultrasonică. Se subliniază importanța detectării în timpul exploatării a microfisurilor apărute prin fenomenul de oboseală. S-au făcut încercări experimentale pe cale ultrasonică pentru urmărirea propagării microfisurii prin fotografierea rapidă a impulsului ecou obținînd astfel dezvoltarea în timp a fisurii. Aceste înregistrări s-au comparat cu cele ale unor fisuri etalon. Verificarea metodei s-a făcut prin compararea ariei fisurii din momentul ruperii (măsurată după ruperea epruvetei) cu indicația din acel moment al aparatului ultrasonic. S-a ajuns la o coincidență satisfăcătoare.

Lucrarea prezentată de dr. Matolcsy (R.P.U.) cît și cea prezentată de P. Vojnich (R.P.U.) se ocupă cu aplicarea calculului statistic la stabilirea durabilității și a rezistenței la oboseală al materialului corespunzătoare unei anumite probabilități de rupere. Se compară rezultatele obținute cu cele determinate prin procedeele prescurtate folosite la în-

cercările de oboseală. Se arată condițiile în care pot fi aplicate cu succes metodele statistice și se subliniază avantajele acestora.

O problemă importantă în domeniul încercărilor la oboseală o prezintă posibilitatea de a compara rezultatele obținute în condiții practic identice pentru același material dar pe mașini de tipuri constructive diferite. Referatul întocmit de A. Bernath (R. S. România) în colaborare cu I. Havas (R.P.U.) se ocupă de această problemă. Autorii ajung la concluzia că diferența rezultatelor obținute pe o mașină cu moment încovoietor constant și una cu moment încovoietor liniar variabil, în cazul epruvetelor încrestate, nu este statistic certă. În cazul epruvetelor de secțiune constantă cu moment încovoietor constant comparate cu cele torice cu moment încovoietor liniar variabil diferența este însă statistic certă. Rezultă astfel că în aceste condiții, de altfel des folosite în încercările de oboseală, rezultatele nu se pot compara direct.

Lucrarea: *Determinarea rezistenței la oboseală a aliajelor de aluminiu folosind metoda Locati* de E. Buray (R.P.U.) și lucrarea: *Determinarea rezistenței de durată din cîteva valori experimentale* de W. Kliemand (R.D.G.) se ocupă cu metode prescurtate la încercarea de oboseală. Prima se bazează pe metoda Locati și caută să îmbine avantajele acestei metode cu certitudinea mărită a rezultatelor obținute prin metode statistice. În cea de a doua se adoptă o funcție matematică simplă care să descrie fenomenul de oboseală în zona rezistențelor de durată pe baza rezistenței de rupere și a două perechi de valori din domeniul solicitării variabile efectuate chiar și în domeniul amplitudinelor mari de solicitare.

Influența tratamentelor termice asupra rezistenței la oboseală și a altor caracteristici mecanice a fost tratată de A. Bernath (R.S. România) într-o lucrare care cuprinde încercări asupra oțelurilor nealiate OLC 35, OLC 45 și OLC 60 și a celor aliate 40 C 10, 40 CN 12 și 41 MoC 11.

Rezistența la oboseală a îmbinărilor realizate cu sudură prin puncte este studiată experimental în lucrarea prezentată de A. Zsáry (R.P.U.). Tot de domeniul studiului rezistenței la oboseală poate fi considerată lucrarea prezentată de S. Kocanda (R.P.P.) care tratează însă partea fenomenologică de apariție a microfisurilor prin urmărirea formării și a efectelor intruziunilor și a extruziunilor cari apar la solicitări variabile. Pentru a explica teoretic unele fenomene observate, se face apel la teoria dislocațiilor. Experiențele descrise au fost efectuate pe probe de cupru cu structură policristalină. Mecanismul și cauza formării intruziunilor și a extruziunilor nu sînt încă clarificate suficient.

Din domeniul încercărilor dinamice de o importanță deosebită pentru proiectarea funicularelor este lucrarea de Gh. Buzdugan (R. S. România) care se ocupă cu determinarea experimentală a coeficienților dinamici din timpul exploatării funicularului. Metoda experimentală folosită este cea de tensometrie electrică rezistivă. Traductorii au fost amplasați pe principalele piese de rezistență ale scaunului iar încărcarea din timpul funcționării s-a realizat în trei trepte. Coeficientul dinamic pentru diferitele condiții de lucru variază între valorile 1,82—5,08. O lucrare din același domeniu este cea prezentată de N. Schenke (R.D.G.) care se ocupă cu stabilirea unor relații de echivalență dintre solicitarea reală de o frecvență oarecare, a unor organe de mașini, și solicitarea periodică sub formă de impulsuri. Parametrii de echivalență calculați se compară cu valorile corespunzătoare determinate experimental. Se constată o echivalență satisfăcătoare.

Referitor la încercarea de reziliență s-au prezentat mai multe lucrări interesante. Lucrarea prezentată de E. Czoboly, I. Havas (R.P.U.) și E. Iovițiu (R. S. România) se ocupă cu determinarea cifrelor de reziliență și a temperaturilor de tranziție pe patru tipuri de epruvete și diferite criterii de apreciere. Pe baza materialului experimental autorii fac propuneri ca pentru aprecierea sensibilității de rupere fragilă a unui material să se folosească lucrul mecanic de rupere determinat prin încercarea de întindere statică, deoarece acest criteriu este mai concludent decît cifra de reziliență sau temperatura critică de tranziție.

Faptul că rezultatele încercărilor de reziliență depind de o serie de factori de influență rezultă și din lucrările următoare: I. Orlowski (R.P.P.) *Cifrele de reziliență în funcție de poziția orificiului — crestătură*; H. Blumenauer *Influența măririi grăuntelui asupra dependenței rezilienței de temperatură pentru un oțel ferito-perlitic*; și G. Krüger (R.D.G.) *Încercări de reziliență la viteze de lovire mai mari de 100 m/s*. În ultima lucrare

se arată că la viteze de lovire peste 200 m/s trebuie aplicată o corecție de temperatură datorită încălzirii probei prin deformare, pentru ca rezultatele să se grupeze în jurul dreptei $\log v - \frac{1}{T_{cr}}$. Se caută explicația măririi considerabile a rezistenței de încovoiere, la viteze așa de mari, în necesitatea propagării foarte rapide a fisurii. Lucrarea prezentată de I. Gállik (R.P.U.) tratează influența îmbătrînirii prin deformații de compresiune la rece, asupra cifrelor de rezilienţă.

In domeniul comportării de rezistență a materialelor în funcție de formă, structură și al mediului ambiant s-au prezentat următoarele lucrări: L. Locati (Italia) *Fenomenul de rupere întîrziată și încercări corespunzătoare.* Lucrarea reprezintă o sinteză a diferitelor fenomene de rupere fragilă întîrziată, în vederea găsirii unei legi care să le cuprindă pe toate. Se dau și rezultate experimentale pentru sticlă, oțel, aramă, elastomere și materiale plastice. Din lucrare se mai pot desprinde metode de încercare și direcții de cercetare în acest domeniu.

Șt. Nădășan, L. Boleanțu și M. Fischer (R. S. România) se ocupă în lucrarea prezentată de influența crestăturilor de bază și a celor de descărcare asupra rezistenței de rupere la solicitări statice de tracțiune. Se analizează separat influența vîrfului de tensiune și a multiaxialității stării de tensiune, produse de crestătură, asupra rezistenței de rupere. In această lumină se analizează și efectul crestăturilor de descărcare. Din lucrare rezultă că efectul crestăturilor de descărcare depinde atît de geometria grupului de crestături cît și de material. La oțelurile carbon, cu limită de curgere pronunțată la care influența multiaxialității stării de tensiune este hotărîtoare, efectul crestăturilor de descărcare este contrar celui așteptat. Tot în această grupă de preocupare L. Iamroz (R.P.P.) a prezentat o lucrare care se referă la aplicarea teoriilor de rezistență la piesele din fontă iar A. Karamara (R.P.P.) un referat care are ca temă cercetări asupra repartiției neuniforme a proprietăților de rezistență în piesele din fontă. G. Heymann și W. Schatt (R.D.G.) au analizat comportarea și încercarea metalelor în lichide necorosive. Se analizează critic teoriile existente în legătură cu explicarea cauzelor de modificare a unor caracteristici mecanice cînd piesa lucrează într-un mediu lichid, față de aceleași caracteristici a piesei într-o atmosferă uscată. Încercările experimentale prezentate duc la concluzia că efectul lichidelor duce în general la o înrăutățire a caracteristicilor de rezistență (efectul Rehbinder), dar în anumite condiții se poate obține și o îmbunătățire a acestor caracteristici.

L. Gillemot și E. Kristyák (R.P.U.) au prezentat rezultate referitoare la modificarea lucrului mecanic de rupere a unor oțeluri de îmbunătățire în funcție de parametrii tratamentului termic. Se scoate în evidență în mod special dependența limitei de curgere și a lucrului mecanic de rupere, și se recomandă ca aceste două caracteristici importante să fie luate în considerare la alegerea parametrilor tratamentului termic.

Domeniul încercărilor de fluaj și relaxare a fost reprezentat la acest Congres prin lucrările: K. Lehofer (R.P.U.) *Aprecierea stării unor țevi de cazan pe baza unor încercări comparative.* Pe baza unor considerente teoretice, încercări mecanice și a unui studiu metalografic se stabilește o metodă care permite aprecierea duratei de funcționare care mai poate fi suportată în bune condițiuni de țevi de cazan aflate în exploatare de peste 100 000 ore. I. Weller și G. Kähling (R.D.G.) *O contribuție la determinarea rezistenței tehnice de fluaj pentru aliajele AlZn 3, 5 Mg 2, 5 Ti la 60 și 100 °C* și I. Kermes, I. Buzek (R.S.C.) *Metode de detensionare în întreprinderea Škoda-Plzeň.*

Este de remarcat importanța crescîndă care se acordă studiului metalografic în determinarea proprietăților mecanice ale materialelor. In această direcție se citează lucrarea prezentată de K. Mazanek și colab. (R.S.C.) care se ocupă cu proprietățile structurii martensitice, în special tendința spre rupere intercristaline, în piese din oțel de înaltă rezistență proaspăt călite sau după o revenire joasă. Influența conținutului de ferită și a temperaturii asupra plasticității oțelurilor austenitice stabilizate cu titan este studiată în lucrarea prezentată de T. Tóth (R.P.U.) iar referatul semnat de H. Fröhlich și colab. (R.F.G.) se ocupă cu posibilitățile de a studia schimbările structurale care influențează proprietățile mecanice ale metalelor. Se dau rezultate experimentale stabilite pe oțelurile de cazan 10 CrMo 910 și 13 CrMo 44. Curba caracteristică, reprezentarea ei matematică și discuția din punctul de vedere metalografic este dată în lucrarea semnată de R. Siegel

și G. Fritsch (R.D.G.). Tot pe cale metalografică M. Szántó (R.P.U.) determină anizotropia oțelurilor de scule iar V. Horn (R.D.G.) descrie posibilitățile metalografice aplicate la încercarea sudurilor. Z. Hegedüs și L. Ács (R.P.U.) descriu unele cercetări făcute asupra structurii unui oțel rapid R 3 supraîncălzit folosind un microscop electronic.

Unele aspecte ale uniformizării și standardizării măsurătorilor de duritate în industrie sînt tratate în referatul semnat de F. Pétik (R.P.U.). In domeniul uzurii metalelor s-a prezentat o singură lucrare *Influența presiunilor de suprafață asupra uzurii oțelului carbon și a fontei* semnată de C. Dybiec (R.P.P.).

Un domeniu, reprezentat la secția I-a al acestui congres printr-un număr mare de lucrări este cel referitor la metodele de încercare al materialelor. In acest sens T. Konkoly (R.P.U.) a prezentat o lucrare în care se descrie metoda înregistrării diagramei forță-timp la ciocanul Charpy prin intermediul unor traductori electrici rezistivi aplicați pe pendul, iar A. Karl și R. Wolf (R.D.G.) indică căi de raționalizare a confecționării de probe metalografice. La producerea unor forțe statice pentru etalonarea dinamometrelor respectiv la precizia de măsurare a dozelor pentru măsurarea forțelor se referă lucrările prezentate de K. Hild (R.F.G.) resp. H. Schmiedel (R.D.G.). Precizia determinării modulului de elasticitate la alihaje de aluminiu este tratată în lucrarea prezentată de G. Milotay (R.P.U.). Se fac considerații teoretice și încercări comparative pentru metoda cu încărcare statică, metoda dinamică cu încărcare variabilă și metoda dinamică cu solicitări mecanice neglijabile. Pentru măsurători de precizie se indică metoda dinamică cu solicitare mecanică neglijabilă.

Relația tensiune-deformație specifică pentru materiale ductile solicitate la compresiune monoaxială omogenă a fost studiată de Tao-Ching Hsu (Anglia). Se propune o metodă experimentală folosind o ungere solidă interpunînd plăci de polytetrafluoretilen între bacurile mașinii și epruveta folosită. In condiții speciale se poate obține astfel la mijlocul epruvetei o stare omogenă de deformație și de tensiune.

G. Wood (Anglia) descrie în lucrarea sa o metodă de încercare la o stare de tensiune triaxială-omogenă de întindere. Metoda se bazează pe tracțiunea după trei direcții a unui corp de probă dintr-o rășină epoxidică în centrul căruia s-a amplasat o sferă din materialul de încercat. Materialul încercat trebuie să fie însă mai puțin rezistent decît rășina epoxidică și liantul folosit. Metoda este susceptibilă de a fi dezvoltată.

In lucrarea *Metode pentru determinarea stării de tensiune în elemente de construcție* F. Freyer (R.D.G.) trece în revistă principiile metodelor de determinare a stărilor de tensiune pe cale fotoelastică, röntgenografică, ultrasonică și magnetică. După o analiză critică a acestor metode se indică posibilitățile de a folosi aceste metode la rezolvarea unor probleme speciale ca de exemplu: studiul profilului de șină, determinarea stărilor de tensiune triaxială, determniarea unor constante elastice și altele.

O privire generală asupra rolului încercărilor de materiale în scopul elucidării cauzelor care duc la avarierea cazanelor de aburi este dată în lucrarea prezentată de K. Huth (R.D.G.).

Determinarea tensiunilor interne din construcțiile sudate, folosind metoda röntgenografică, este tratată în referatul prezentat de H. Stroppe (R.D.G.).

I. Koutsky și F. Iandos (R.S.C.) descriu încercări referitoare la elucidarea unor ruperi accidentale folosind difracția și microscopia electronică. Experiențele făcute se referă în special la oțeluri termorezistente la 550—600 °C, adică oțeluri cu 12% Cr și avînd ca elemente de aliere Wo, Mo sau V.

Un studiu teoretic a nelinearității curbei caracteristice la întindere monoaxială pentru materiale sensibile la durata încărcării este prezentat în lucrarea semnată de F. Thamm (R.P.U.). Această comportare este întîlnită în special la materialele care au o tendință pronunțată spre fluaj (ex. materialele plastice). Se ajunge la concluzia că pentru aceste condiții încercarea simplă de tracțiune se înlocuiește cu succes prin încercarea cîtorva epruvete la fluaj cu încărcare constantă de intensitate diferită. Pentru încercări de durată mică se recomandă încercarea de întindere dinamică.

In cadrul lucrărilor prezentate la Secția I, unele s-au referit la încercări cu caracter mai particular cum ar fi de exemplu lucrarea prezentată de C. Albertini și colab. (Italia) intitulată *Încercări nedistructive și destructive asupra tuburilor de presiune din aluminiu*

sinterizat folosite la reactoare sau lucrarea *Despre încercarea pieselor fabricate prin sinterizare* semnată de F. Eisenkolb (R.D.G.). A. Róna (R.P.U.) descrie încercările și rezultatele unor experiențe pentru determinarea forței de aderență a îmbinărilor realizate prin lipirea cu diferiți adezivi, a unor table din aliaje ușoare.

G. Földes (Elveția) a prezentat un referat sub forma unei sinteze cu contribuții la încercarea materialelor cu variația forței și a deformațiilor după program. Se analizează noțiunile de rezistență la oboseală, rezistență de formă (Gestaltfestigkeit) și rezistență în exploatare (Betriebsfestigkeit). Se arată tendința modernă de dezvoltare a mașinilor de încercat cu program și se subliniază faptul că multe din mașinile de oboseală de construcție obișnuită pot fi transformate relativ simplu în mașini de încercat cu program-bloc, dar rar se pot transforma în mașini cu program-Random avînd un spectru oarecare. Se subliniază de asemenea importanța ce revine acestor mașini pentru studiul teoretic al caracteristicei denumite „rezistența în exploatare" (Betriebsfestigkeit).

L. Boleanțu

INFORMARE

asupra Adunării anuale a Institutului internațional de sudură (IIS) de la Londra din 9—16 iulie 1967

Adunarea anuală a Institutului internațional de sudură din 8—16 iulie 1967 a fost cea de-a XX-a adunare. Așa cum se obișnuiește la acest institut, baza activității Adunării a constituit-o cele 16 comisii de lucru, care au ținut fiecare cinci ședințe prezentîndu-se și discutîndu-se în total aproape 400 de comunicări și referate. Pe lîngă acestea, a avut loc un colocviu privind problemele învățămîntului în domeniul sudurii și două ședințe ale Comitetului de direcție a IIS. Au participat circa 900 de delegați, experți și observatori din cele 32 țări membre ale acestui institut.

Delegația Republicii Socialiste România a fost formată din 10 membri și a adus o contribuție bună, concretizată în cele 15 lucrări înaintate și în numeroasele luări de cuvînt din cadrul discuțiilor purtate.

In cele ce urmează, vom prezenta în linii esențiale aspecte de la această Adunare anuală, folosind materialele trimise de membrii delegației române la Comisia de sudură a Academiei Republicii Socialiste România.

Comitetul de direcție a IIS a ținut două ședințe de lucru în care s-a analizat activitatea celor 16 comisii și s-au adoptat o serie de măsuri organizatorice. Menționăm pe cele mai importante:

— A fost primită în unanimitate ca cea de a 32-a membră a IIS Portugalia, reprezentată fiind de Institutul de sudură din Lisabona.

— Expirînd mandatele a doi vicepreședinți a IIS și anume: U. Guerrera (Italia) și R. Gooderham (Canada), au fost aleși în unanimitate: Takeo Naka (Japonia) și J. Sistiaga (Spania).

— Expirînd mandatele unor președinți ai comisiilor IIS și anume: H. Renaudi (Elveția) comisia I; K. Rühl (R. F. a Germaniei) Comisia IX; W. Soete (Belgia) comisia X și M. Komers (R. F. a Germaniei) comisia XII, au fost aleși în unanimitate: M. Evrard (Franța); H. Granjon (Franța); I. Kihara (Japonia) și P. Leder (Anglia).

— S-a hotărît ca două comisii ale IIS și anume: comisia IV — documentare — și comisia VII — normalizare — să formeze o singură comisie intitulată: *Comisia pentru documentare și normalizare.* Președintele acestei comisii a fost ales în unanimitate E. Bylin (Suedia).

— S-a acordat medalia Edström, pentru activitate meritorie în IIS, prof. P. Goldschmidt — Clermeau — Belgia, prezident fondator al institutului.

Comisia I. *Sudarea cu energie termo-chimică, mecanică și procedee conexe sudării.* Dintre lucrările prezentate aici, un mare interes a trezit ancheta cu privire la stadiul actual al dezvoltării unor procedee speciale de sudare. Rezultatele anchetei sînt cuprinse într-un document IIS. Dintre aceste procedee, sudarea la rece și sudarea aluminotermică au o mare răspîndire în practică la sudarea pieselor din aluminiu, din cupru și la îmbinări de cupru și aluminiu. Sudarea prin percuție se aplică la construcția aparatelor electrotehnice, iar sudarea prin explozie la placarea tablelor cu cupru, cu oțel inoxidabil și altele. Sudarea prin frecare se folosește la construcția arborilor cotiți, a sculelor aşchietoare, a supapelor, la sudarea țevilor și barelor, cunoscînd cea mai largă răspîndire în U.R.S.S.

O altă lucrare se ocupă de sudarea prin explozie și a fost elaborată la Centrul național de cercetări metalurgice din Liège. Se tratează aici procesele de deformare a pieselor cu viteze de 100—250 m/s, realizate prin explozie, procesul de sudare la placarea pieselor cu materiale rezistente la diferite solicitări și aspectele tehnice-economice ale procedeului în raport cu cele clasice.

Alte documente și lucrări s-au referit la rezistența la uzură a straturilor încărcate prin sudare, la calitatea tăieturilor realizate cu oxigen, la sudarea prin presiune cu gaze și la controlul însușirilor straturilor depuse prin metalizare.

Comisia II. *Sudarea cu arcul electric.* Comisia a discutat mai multe probleme importante. În primul loc s-a situat problema hidrogenului în cusături și determinarea sa. S-a hotărît ca metodă provizorie de determinare a hidrogenului să fie recomandată cea germană cuprinsă în DIN — 8572. Alte chestiuni au fost amînate pentru a fi încă studiate.

În legătură cu metalurgia sudării cu arcul electric, la propunerea dr. A. A. Erohin, s-a adoptat un program de lucru pe termen lung cuprinzînd între altele : fragilizarea cusăturii din cauza hidrogenului și alte efecte, reacțiile chimice în procesul de sudare, cercetarea echilibrului și a cineticii reacțiilor.

În ceea ce privesc materialele și utilajele de sudare, delegația română a prezentat o lucrare și, după discuții, s-a recomandat ca să se redacteze o notă de sinteză cuprinzînd cercetările asupra comportării dinamice a transformatoarelor de sudură în perioada 1962—1967. În privința electrozilor înveliți, o lucrare prezentată a cuprins recomandări privind determinarea coeficienților de topire și de depunere. S-a cerut ca țările membre să facă măsurători spre a definitiva lucrarea. Delegația noastră s-a angajat la lucrările experimentale.

Alte lucrări, note și documente s-au referit la normalizarea cablurilor de sudare, la clasificarea electrozilor înveliți și la fisurația la cald a metalului depus prin sudare.

Comisia III. *Sudarea electrică prin presiune.* La această comisie au reținut atenția cercetările privind controlul nedestructiv al sudării prin puncte în industria automobilelor. S-au prezentat o serie de metode, unele bazate pe urmărirea mișcării cuielor de contact în cursul sudării și altele bazate pe „imaginea ultrasonoră" a formării nucleului sudat. La ambele metode se încearcă și corectarea chiar în timpul sudării a eventualelor defecțiuni astfel ca să se realizeze puncte sudate de bună calitate.

O altă lucrare interesantă s-a ocupat de sudarea prin puncte a tablelor de aluminiu fără decaparea prealabilă a acestora. Posibilitatea obținerii unor puncte de calitate se datorește unor mișcări, ale cuielor de contact pe fața tablei în cursul sudării. Autorii au aplicat acest procedeu de sudare la construcții de avioane. S-a prezentat și un film documentar legat de respectiva problemă.

Referatul, însoțit de un scurt film, privind sudarea șinelor cu găuri de eclisare, prezentat de delegatul nostru, a stîrnit interes deoarece aduce o soluție economică prin înlăturarea operației de tăiere a capului de șină cu găurile de eclisare.

Alte referate s-au ocupat de încercări de laborator privind sudarea prin puncte a tablelor zincate, de productivitatea sudării prin presiune, de capacitatea încărcării transformatoarelor de la mașinile de sudat prin presiune și altele.

Comisia V. *Încercări, măsurători și controlul sudurilor.* O lucrare interesantă a fost atlasul metodelor de încercări destructive ale sudurilor, care grupează un mare număr de încercări de acest fel utilizate în diferite țări. Se arată modul de prelevare și fabricarea epruvetelor, metodologia încercării și felul cum se interpretează rezultatele. Atlasul constituie un prețios document de informare a țărilor membre IIS, putînd fi luat ca bază pentru elaborarea unor recomandări de încercare destructivă a sudurilor.

O altă lucrare se referă la clasificarea defectelor sudurilor prin topire și este importantă pentru faptul că definește aceste defecte. O serie de note s-au ocupat de citirea indicatorilor de calitate ale imaginilor röntgenografice, de valoarea calității imaginii la oțeluri și de recomandări practice la examenul cu raze X a îmbinărilor sudate la aluminiu, magneziu și aliajele acestora. În fine, o serie de alte lucrări s-a referit la controlul cu ultrasunete.

Comisia VIII. *Igienă și protecția muncii.* Lucrările acestei comisii s-au axat, în mod special, pe probleme de ventilație. S-a dat atenție tăierii, sudării și metalizării cu plasmă și altor procedee noi. Din cele prezentate a rezultat că soluția actuală ar fi aceea de absorbție locală a atmosferei viciate cu un sistem de ventilație local dirijat combinat în plan orizontal (3/4 din volumul de absorbție) și în plan vertical de jos în sus (1/4 din volumul de absorbție).

Comisia IX. *Comportarea la sudare a metalelor.* S-au discutat probleme în legătură cu transformările din zona influențată termic și transformările de structură a oțelurilor. S-a trecut apoi la aprecierea sudabilității pe baza durității maxime sub cordon, ajungîndu-se la concluzia că ea este reprezentativă la oțelurile cu predispoziție spre călire, care însă au duritate inițială mică. În legătură cu fisurația datorită hidrogenului, a fost bine primită lucrarea privind fisurarea întîrziată, prezentată de delegația română.

O problemă importantă a fost cea a oțelurilor de mare rezistență destinate construcțiilor sudate. Se recomandă ca pentru aceste oțeluri să se ia în considerare carbonul echivalent și duritatea maximă sub cordon. Se pare că există un acord pentru valoarea limită a durității și anume la 350 HV 10.

S-au mai discutat probleme de folosire a epruvetei Charpy V la aprecierea sudabilității, stabilind ca limită minimă valoarea de 2,8 m kgf/cm^2, probleme de coroziune și altele.

Comisia XI. *Recipienți sub presiune, conducte și cazane.* În legătură cu concepția ansamblelor sudate s-au examinat o serie de documente privind sudarea organelor conexe pe recipienți de presiune, sudarea cu arcul electric a aparatelor din oțel placat și gradul de calitate a ansamblelor. În urma discuțiilor purtate, nici un document nu a putut ajunge ca recomandare IIS, fiind necesare încă cercetări.

În ceea ce privesc metodele de calcul s-au prezentat mai multe lucrări din care una privind dimensionarea fundurilor plate cu renuri de descărcare a suscitat cel mai mare interes.

S-au discutat apoi o serie de note privind materialele, tratamentele termice și metodele de fabricație a recipienților și a cazanelor, probleme de încercare și de control și o serie de lucrări din diferite domenii.

Comisia XIV. *Învățămîntul în domeniul sudurii.* A organizat colocviul menționat. În comisie s-au discutat materialele de la colocviu. Merită de reținut o recomandare IIS elaborată de această comisie privind învățămîntul superior în sudură și anume: să se formeze două categorii de ingineri sudori. Prima categorie să se ocupe de procesele de sudare și utilaje, inclusiv conducerea secțiilor de sudură din uzine și a doua categorie să se ocupe de concepția, calculul și controlul construcțiilor sudate.

În ceea ce privește colocviul, el va fi analizat mai tîrziu.

Comisia XV. *Construcții sudate.* În această comisie au fost discutate o serie de lucrări și documente privind: încercarea îmbinărilor sudate supuse la solicitări statice și dinamice, studiul sudurilor pe oțel 52 cu diferite tipuri de electrozi, comparație între diferitele norme de calcul la oboseală a îmbinărilor sudate, clasificarea îmbinărilor sudate prin topire din punctul de vedere al controlului calității și altele.

De mare interes s-a bucurat lucrarea intitulată: *Recomandări privind structurile sudate din aluminiu și aliaje de aluminiu-magneziu,* fiind actuală și pentru țara noastră. De asemenea, foarte importantă pentru noi este și lucrarea: *Îmbinări sudate în construcții tubulare* în care se examinează îmbinările în T, Y și K.

Colocviul privind învățămîntul în domeniul sudurii. În cadrul colocviului s-au prezentat și s-au discutat două teme. Tema I s-a referit la organizarea învățămîntului în sudură și a avut două părți: formarea sudorilor și formarea inginerilor și tehnicienilor. În ceea ce privește formarea sudorilor, s-au cristalizat următoarele:

— Pregătirea sudorilor se poate face prin școlarizare de lungă durată (3...5 ani) și de scurtă durată (1...5 luni). La cursurile de lungă durată, elevii urmează o școală profesională și primesc o calificare în mai multe domenii de sudare, inclusiv cunoștințe generale de metale și prelucrări. Cursurile de scurtă durată pun accentul pe cunoștințe practice într-un domeniu limitat de sudare. Sudorul astfel pregătit se perfecționează în cursul activității sale de producție.

În ceea ce privește formarea inginerilor și tehnicienilor sudori, s-a relevat caracterul universal al cunoștințelor pe care aceștia trebuie să le aibă. Din această cauză, în perspectivă, s-a recomandat formarea a două categorii de ingineri sudori. S-au discutat programe analitice, metode și mijloace de învățămînt. În unanimitate s-a ajuns la concluzia că, în stadiul actual al tehnicii moderne inginerul sudor constituie o specialitate de cea mai mare necesitate.

Tema a II-a s-a referit la experiențe pedagogice în domeniul învățămîntului și a sintetizat 29 de lucrări primite din 11 țări membre ale IIS. Lucrarea de sinteză este de mare importanță azi cînd se discută organizarea nouă a învățămîntului în țara noastră, fiindcă dă date asupra metodelor de predare, a procedeelor de însușire rapidă a cunoștințelor, precum și asupra conținutului învățămîntului în domeniul sudurii la toate nivelele.

Conferința Portevin. A fost prezentată imediat după ședința de deschidere a Adunării de către acad. B. E. Paton, directorul Institutului de sudură de la Kiev. Conferința a avut titlul *Sudarea și electrometalurgia specială.*

Ideea principală a conferinței a fost aceea că metalul sau aliajul metalic de bază într-o construcție sudată trebuie să aibă anumite însușiri pentru ca sudura să corespundă condițiilor impuse. Accentuînd rolul prim al inginerului sudor și rolul celorlalți factori tehnologici de concepție, materialele de adaus și procedeul folosit, acad. B. E. Paton s-a oprit apoi asupra metalului de bază. A relevat mai ales rolul purității metalelor și aliajelor de bază, precum și a eredității sale. După aceea a prezentat diferite procedee de rafinare a aliajelor metalice și anume: retopire în vid, rafinarea cu jet de electroni, rafinarea cu jet de plasmă și rafinarea în baie de zgură. În final autorul a tras următoarea concluzie: „Oțelurile pure sînt metalele de bază ale viitorului în construcțiile sudate. Începînd de acum trebuie să le preparăm, amplificînd fără odihnă cercetările în domeniul constituit din două ramuri științifice: sudura și metalurgia".

Incheind această scurtă informare, dorim să accentuăm că Adunarea a fost foarte utilă delegației române pentrucă s-a informat despre stadiul actual al sudurii pe plan mondial, a reținut o serie de procedee și tehnologii aplicabile imediat în industria noastră și, prin contribuția adusă, a contribuit la afirmarea științei și tehnicii românești peste hotarele țării.

Delegația noastră s-a bucurat de atenție din partea gazdelor, a președinților comisiilor și a Comitetului de direcție a IIS.

Tr. Sălăgean

Per Kofstad : HIGH TEMPERATURE OXIDATION OF METALS.

(Oxidarea metalelor la temperaturi înalte)

Editura : John Wiley & Sons, INC. New-York.

Cartea lui Per Kofstadt intitulată *Oxidarea metalelor la temperaturi înalte,* apărută în cadrul seriei de monografii asupra coroziunii, aflată sub tutela lui „Elektrochemical Society" este o amplă tratare a fenomenelor și reacțiilor care au loc în cursul oxidării metalelor și a aliajelor la temperaturi înalte.

Studiul fenomenului de oxidare a metalelor a făcut un mare progres în ultimii ani. S-a ajuns la cunoașterea completă din punct de vedere fizico-chimic a reacțiilor fundamentale dintre metal și oxigen și în consecință la o înțelegere mai bună a comportării metalelor la oxidare.

Tehnica modernă întîmpină azi probleme legate de procesele de oxidare a metalelor la temperaturi înalte. Cu cît temperatura la care trebuie să reziste metalul este mai mare cu atît șansele de a găsi un metal potrivit sînt mai mici, deoarece rezistența chimică și mecanică a metalelor scade brusc cu creșterea temperaturii. Pentru cazul proceselor metalurgice a acestor metale, conducerea corectă a lor este imposibilă fără cunoașterea fundamentală a reacțiilor și a legilor de bază care le guvernează. Și dacă înainte, inginerul și tehnicianul metalurgist putea să se mulțumească cu o sumară cunoaștere a reacțiilor ce au loc la elaborarea oțelurilor sau a aliajelor de cupru, azi odată cu larga folosire a metalelor neferoase în diferitele domenii ale tehnicii îi impune necesitatea cunoașterii a tuturor reacțiilor de oxidare a metalelor și mecanismele acestor reacții.

In capitolul introductiv al cărții autorul trece în revistă metodele de cercetare în domeniul oxidării metalelor, tehnicile de lucru precum și legile care guvernează procesele de oxidare. Urmează tratarea problemelor legate de structura fizico-chimică a straturilor de oxizi, o descriere a fenomenelor în cazul straturilor de oxizi cu structuri defecte, mai apropiate de fenomenul real. Pe baza acestor cunoștințe se explică apoi proprietățile fizico-chimice ale oxizilor. Capitolele care urmează cuprind o tratare teoretică a fenomenelor fizico-chimice care determină oxidările în procesele metalurgice și anume : absorbția oxigenului în metalul topit, formarea oxizilor, procesele de dizolvare și difuziune a oxigenului în metale. Atragem atenția cititorilor mai ales asupra capitolului intitulat : „Formarea straturilor compacte de oxizi, la temperaturi înalte" în care se face o amplă relatare a teoriei oxidării a lui Carl Wagner, care pe baza cunoașterii proprietăților termodinamice a oxizilor, oferă posibilitatea descrierii cantitative a fenomenului de oxidare. Tot în acest capitol se tratează problema efectului cîmpului electric asupra oxidării. Relațiile date și tehnicile descrise pot fi cu succes aplicate la teoria sudării cu arcul electric. In ultimele capitole se face un studiu asupra oxidării în cazul aliajelor. Aici fenomenul oxidării apare într-o formă mai complexă datorită afinității diferite a componentelor față de oxigen. Se face de asemenea un studiu în legătură cu problema oxidării selective a componentelor aliajelor, un studiu în legătură cu posibilitatea apariției fazei lichide de oxizi — ceea ce duce la desintegrarea aliajului, iar în ultimul capitol se tratează problema învelișurilor de protecție a metalelor în contra oxidării la temperaturi înalte.

Cartea este completată de un bogat material ilustrativ. Diagramele prezentate acoperă aproape toate domeniile proprietăților fizico-chimice a metalelor și oxizilor lor, dînd posibilitatea cititorului să se orienteze imediat în domeniul pe care-l studiază. De asemenea sînt prezentate o serie de reproduceri de microstructuri obținute la microscopul optic și microscopul electronic.

F. Bär

Iu. A. Șterenbogen, V. F. Horunov, Iu. Ia. Grețkii :

SVARKA I NAPLAVKA CIUGUNA

(Sudarea și încărcarea prin sudare a fontei)

Cartea, *Svarka i naplavka ciuguna* (Sudarea și încărcarea prin sudare a fontei), publicată de un colectiv de cercetători de la Institutul de sudură „E. O. Paton din Kiev, în editura „Naukova dunka, este o lucrare ce se adresează cercetătorilor și inginerilor specializați în domeniul sudării metalelor. Lucrarea cuprinde 211 pagini, 76 figuri, 57 tabele, 242 titluri bibliografice și tratează, sub aspect teoretic și practic, problemele sudării și încărcării prin sudare a fontei.

In primul capitol *Fonta și mijloacele de sudare ale ei* se descriu proprietățile fizice și metalurgice ale fontei, legate de aspectele care privesc sudabilitatea ei. Pe această bază se analizează critic procedeele de sudare aplicabile la sudarea fontei cenușii, precum și mijloacele mecanizate de sudare și încărcare.

Capitolul al doilea *Particularitățile structurale ale sudurii și zonei influențate termic*, cuprinde analiza amplă a factorilor care determină aspectele structurale din suduri și zona influențată termic, în speță, influența vitezei de răcire, a regimului de sudare și a temperaturii de preîncălzire. Această analiză este ilustrată concret prin date experimentale, arătîndu-se printre altele ca în cazul sudării fontei vitezele de răcire care se obțin sînt de cîteva zeci de ori mai mari decît vitezele de răcire care apar în cazul turnării fontei în lingouri. Datele obținute în urma determinărilor experimentale sînt puse în corelație cu compozițiile chimice ale fontelor studiate și pe această bază se ilustrează tabloul complex al transformărilor structurale. Exemplificarea practică a acestor transformări este concretizată la sudarea fontei cenușii cu sîrmă cu pulbere.

Capitolul al treilea *Cinetica contracției liniare libere a fontei și tendința spre fisurare a sudurilor*, tratează particularitățile apariției fisurilor la sudarea fontei cenușii. Se arată dependența mărimii contracției libere de compoziția chimică a fontei, precum și influența acestei contracții asupra tendinței spre fisurare a sudurilor. In urma studiilor teoretice și experimentale se menționează cîteva metode de micșorare a tendinței spre fisurare.

In capitolul al patrulea *Sudarea mecanizată a fontei* se arată condițiile necesare pentru obținerea unor îmbinări de calitate superioară. Se analizează factorii care influențează asupra proprietăților mecanice ale fontei și cauzele care conduc la apariția porilor în sudură. Se descrie posibilitatea sudării fontei cu sîrmă cu pulbere, arătîndu-se compoziția chimică a unor sîrme destinate sudării mecanizate a fontei cenușii. Capitolul cuprinde particularitățile tehnologice la sudarea fontei cenușii prin mijloace mecanizate și domeniile de aplicare posibile, cu exemplificări concrete.

Capitolul al cincilea *Încărcarea prin sudare a fontei refractare* se ocupă de domeniile de aplicare a fontei refractare și influența compoziției chimice asupra refractareității metalului depus. Această influență este analizată sistematic pentru fiecare element de aliere în parte și în concluzie se stabilește compoziția chimică optimă a metalului depus. Se menționează metodica și rezultatele experimentale pe baza cărora se poate aprecia gradul

de refractareitate a metalului depus, în condiții de laborator și de producție. Capitolul se încheie cu descrierea tehnologiei de încărcare a fontei aliate cu siliciu și a fontei aliate cu crom, aluminiu și siliciu.

Capitolul al șaselea *Recondiționarea utilajelor pentru turnarea oțelurilor* are un pronunțat caracter aplicativ. Se analizează cauzele care duc la distrugerea lingotierelor, arătîndu-se apoi posibilitățile practice de recondiționare a acestora. Se prezintă o tehnologie nouă de recondiționare care a fost experimentată și aplicată cu succes de către autori.

Cartea se încheie cu o anexă care cuprinde date uzuale ce servesc la întocmirea procesului tehnologic de sudare și recondiționare a pieselor din fontă.

Bibliografia folosită de autori este cuprinzătoare și sintetizează lucrările cele mai valoroase din domeniul tratat în carte.

In concluzie, lucrarea are un nivel superior contribuind printr-o tratare concisă și profundă la elucidarea teoretică a fenomenelor metalurgice adiacente sudării fontei și totodată constituie un ghid prețios în rezolvarea practică a unor probleme din construcția de mașini.

M. Hrelescu

I. HUBER-PANU m. c. al Academiei R. S. România și
MARIA DUMITRESCU

ASUPRA VALABILITAȚII ECUAȚIILOR CINETICII FLOTAȚIEI

Experiențe de flotație simple și diferențiale, executate cu diferite substanțe minerale, au permis compararea valabilității diferitelor ecuații ale cineticii flotației, constatîndu-se că una dintre ecuațiile teoretice — stabilită într-o lucrare anterioară — este, în toate cazurile, în concordanță cu datele experimentale În mai multe cazuri, aceeași concordanță cu datele experimentale a dovedit-o și ecuația hiperbolică, pentru care se dă o fundamentare teoretică nouă. Se explică neconcordanța cu datele experimentale sau valabilitatea limitată numai la o parte din durata flotației a mai multor ecuații empirice.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

D. RAȘEEV

CONTRIBUȚII LA STUDIUL CINETICII TRANSFORMĂRILOR LA ÎNCĂLZIRE A FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

Se stabilesc ecuațiile generale ale transformărilor izoterme, folosindu-se în acest scop analiza dimensională și similitudinea fizică. Aceste ecuații se particularizează pentru cazul transformărilor izoterme la încălzire pentru fontele cu grafit nodular (austenitizarea și grafitizarea), fiind verificate prin încercări experimentale. Totodată, pentru cazul studiat, pe baza încercărilor efectuate, se calculează parametrii cinetici ai ecuațiilor transformărilor izoterme și dependența lor de temperatură. Acestea se stabilesc atît pentru cazul cînd se ia drept parametru al transformării microstructura cît și pentru duritate. Ecuațiile ca și diagramele izoterme la încălzire, pot fi folosite pentru stabilirea și analizarea transformărilor respective.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

I. TRIPȘA, D. COSMA, K. STRICKER

CONTRIBUȚII LA STUDIUL INFLUENȚEI TRATAMENTULUI SUB VID A OȚELURILOR, ASUPRA GRADULUI DE PURITATE ȘI A PROPRIETĂȚILOR FIZICE ȘI MECANICE ALE UNOR OȚELURI

În lucrare se analizează, pe baza datelor experimentale, rolul acțiunii mecanice a bulelor de hidrogen în procesul de îndepărtare a incluziunilor nemetalice la tratarea oțelului sub vid. Aceste date confirmă atît influența favorabilă a conținutului inițial de hidrogen, cît și existența unei acțiuni mecanice comune tuturor gazelor inerte de îndepărtare a incluziunilor nemetalice din oțel.

În a doua parte a lucrării se analizează posibilitățile și limitele îmbunătățirii calității oțelului prin repetarea retopirii sale în vid. Se constată o micșorare continuă a conținutului de gaze și incluziuni, confirmîndu-se micșorarea preferențială a conținutului de incluziuni oxidice. Se remarcă de asemenea scăderea eficienței retopirii în vid pe măsura creșterii numărului de retopiri.

Se prezintă în continuare date care confirmă îmbunătățirea proprietăților fizice ale oțelului referitoare la rezistivitatea electrică, detensionarea rețelei cristaline și tenacitate.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

A. KRISCH

IMPORTANȚA STĂRII DE TENSIUNE MULTIAXIALE ȘI COMPORTAREA LA RUPERE A OȚELURILOR

Reprezentînd curbele determinante de rezistență în funcție de temperatură, pentru o epruvetă multiaxial solicitată, se obțin diagrame cu totul diferite pentru rezistența la întindere reală, rezistența la întinderea convențională, capacitatea de deformare pînă la rupere sau lucrul mecanic pînă la rupere. Aceste diagrame pot avea însemnătăți diferite, depinzînd de posibilitatea cunoașterii directe a forțelor sau a calculului acestora, din diferite produse dintre forță și deplasare. Deci toate aceste diagrame urmează să fie trasate pentru diferitele stări de tensiune. Pentru o teorie de rupere, sînt determinante tensiunile locale la inițierea ruperii. Punctul de inițiere a ruperii nu corespunde în toate cazurile cu punctul în care se produce tensiunea maximă longitudinală în secțiunea periculoasă. O informație suplimentară ar putea da modificarea tensiunilor în cursul procesului de rupere.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

A. CONSTANTINESCU, D. COSMA

ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE ALE OȚELURILOR REFRACTARE UTILIZATE LA TEMPERATURI ÎN JUR DE 600 °C, CU EXEMPLIFICARE PE UN OȚEL MARTENSITO-FERITIC CU 12% Cr

În articol se trec mai întîi în revistă principalele proprietăți mecanice specifice în cazul oțelurilor refractare destinate executării organelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate. În continuare se prezintă rezultatele cercetării unui oțel refractar, brevetat în R. S. România, din punct de vedere al proprietăților sale fizico-mecanice, specifice domeniului de utilizare pentru care a fost creat.

Rezultatele obținute evidențiază buna comportare a noului oțel, superioritatea sa în comparație cu alte oțeluri din aceeași clasă și posibilitățile pe care le creează pentru valorificarea superioară a metalului și creșterea siguranței în exploatare a diverselor organe de mașini ce lucrează în regim de temperaturi ridicate.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

G. BECKMANN

CÎTEVA CONTRIBUȚII EXPERIMENTALE LA DEZVOLTAREA METODEI DE DETERMINARE RÖNTGENOGRAFICĂ A TENSIUNILOR LA OȚELURI

Ipoteza care a stat pînă acum la baza determinării röntgenografice a tensiunilor, anume că, datorită adîncimii de pătrundere reduse a radiațiilor primare, componentele normale perpendiculare pe suprafața probei pot fi numeric neglijate, este infirmată din punct de vedere fizic în ce privește această formulare generală. Urmărind dezvoltarea istorică a metodei, se observă însă că condițiile generale de suprafață pot fi stabilite și la oțeluri în funcție de influența celei de a treia tensiuni principale, cel puțin în cazul pieselor plastic deformate. Aici, starea de tensiune triaxială raportată va putea reda mai bine raporturile reale dintre deformațiile remanente și tensiunile remanente decît starea de tensiune cvasibiaxială raportată, deoarece aceasta din urmă reduce deformațiile la valori ale tensiunilor de forfecare. La determinarea röntgenografică a stărilor de tensiune remanente generale, multiaxiale, acestora li se vor atribui stări de tensiune plană numai atunci cînd, pe baza condițiilor de solicitare exterioare, rezultă că asemenea stări de tensiune sînt într-adevăr prezente.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

M. RAȚIU

CONSIDERAȚII ASUPRA TENSIUNILOR DE CONTACT LA IMPRIMĂRI SFERĂ-PLAN

Se prezintă o analiză a stării de tensiune în zona deformată la imprimarea unui corp sferic pe o suprafață plană. În funcție de mărimea tensiunii tangențiale maxime atinsă sub centrul de contact, mărime considerată drept determinantă pentru F și diametrul imprimării d, în domeniul strivirilor elastice — după H. Hertz — și plastice, fără ecruisare — după A. Iu. Işlinschi.

Pe baza relațiilor teoretice expuse se interpretează diversele rezultate experimentale consemnate în literatura tehnică, obținute la urmărirea strivirilor elastice și plastice sub presiunea de contact, în general, și la încercările de duritate cu penetrator sferic, în special.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

A. BERNATH

STUDIUL MODIFICĂRILOR PRODUSE ÎN OȚELURI, ÎN CURSUL OBOSELII, PRIN MĂSURĂTORI ULTRASONICE

În lucrare se expun rezultatele obținute la măsurarea variației constantelor de propagare a undelor ultrasonice, în cursul oboselii unor epruvete din oțel moale (OLK-1 și OLC 10). S-a măsurat variația atenuării și a vitezelor de propagare v_L și v_T ale undelor ultrasonice, în funcție de nivelul de solicitare σ și de numărul ciclurilor de solicitare N. Pe lîngă mărimile acestea s-au mai determinat și modulele de elasticitate, fie direct, pe baza deflecțiunii epruvetei, fie indirect, calculîndu-le din vitezele de propagare. Au fost folosite unde ultrasonice de diferite tipuri — unde longitudinale, unde transversale și unde de suprafață (Rayleigh) — și epruvete supuse la diferite solicitări — încovoiere plană, alternantă, simetrică, încovoiere rotativă și tracțiune cu ciclu de același semn.

Rezultatele obținute în cercetările efectuate evidențiază diferite faze ale desfășurării fenomenului de oboseală, în care diferitele procese fizice — relaxarea și întărirea — deși au loc concomitent în cursul solicitărilor repetate, prevalează succesiv, ducînd în final la amorsarea de microfisuri de oboseală.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

A. BERNATH, V. MEDELEANU

CONTRIBUȚII LA STUDIUL INFLUENȚEI TEMPERATURII DE REVENIRE ASUPRA REZISTENȚEI LA OBOSEALĂ ȘI A ALTOR CARACTERISTICI MECANICE ALE OȚELURILOR DE ÎMBUNĂTĂȚIRE

Examinarea influenței tratamentelor termice asupra caracteristicilor mecanice prezintă, datorită importanței problemei, un deosebit interes pentru construcția de mașini. Întrucît majoritatea datelor din literatură, utile pentru proiectanți, se referă la caracteristici statice, la Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România au fost întreprinse cercetări sistematice pentru determinarea tuturor cifrelor de rezistență importante, inclusiv caracteristicile dinamice ca rezilienta și rezistența la oboseală pe epruvete netede și pe epruvete încrestate, în funcție de temperatura de revenire, la diferite oțeluri de construcții.

Prezenta lucrare conține rezultate experimentale obținute pe trei sortimente de oțeluri nealiate și pe trei sortimente de oțeluri slab aliate.

Pe baza acestor rezultate pot fi alese domeniile optime ale temperaturii de revenire, în funcție de condițiile de exploatare, la piese fabricate din oțelurile examinate.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

T. HERLESCU

COMPORTAREA MAGNETICĂ A OȚELULUI OLC 60 SOLICITAT LA TRACȚIUNE VARIABILĂ

Încercările de îmbunătățire a metodelor magnetice, folosite pentru studierea stărilor de tensiune prin depistarea condițiilor optime de magnetizare și măsurare, nu au putut elimina dificultățile produse de varietatea mare a rezultatelor și sensibilitatea lor față de fenomene perturbatoare.

Părăsind încercarea statică folosită pînă acum, autorul arată că încercînd epruvetele la tracțiune prin combinații de solicitări cu R=0 și pînă la =+1, conținutul informațiilor obținute pe cale magnetică, privind comportarea mecanică a oțelului OLC 60, se îmbogățește simțitor și devine caracteristic pentru starea materialului.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom 13, nr. 1/1968

Acad. St. NĂDĂȘAN, TR. SĂLĂGEAN,
CLARA BOARNĂ, V. SAFTA

CERCETĂRI PRIVIND SUDAREA PRIN TOPIRE INTERMEDIARĂ A BARELOR DE OȚEL BETON TIP PC 90

Calitatea unei îmbinări sudate prin topire intermediară depinde de corelarea potrivită între cîmpul creat prin încălzirea pieselor și forța de refulare aplicată la sudare. Din punct de vedere tehnologic sînt posibile o serie de regimuri de sudare situate între două regimuri extreme: regimul moale, determinat de un cîmp termic extins și o forță de refulare redusă și regimul dur, determinat de un cîmp termic puțin extins și o forță de refulare mare.

În lucrarea de față s-a studiat influența celor două regimuri de sudare extreme, asupra însușirilor fizico-mecanice ale barelor din oțel slab aliat de tipul PC 90, cu luarea în considerare a următoarelor aspecte: schimbările structurale ale oțelului datorită sudării, variațiile de duritate, comportarea la tracțiune statică, la îndoire și la solicitări alternante.

Lucrarea se încheie cu recomandări privind sudarea barelor PC 90 prin topire intermediară.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom **13**, nr. *1*/1968

TR. SĂLĂGEAN, H. SELMEREANU

CERCETĂRI PRIVIND COMPORTAREA LA SUDARE A UNOR OȚELURI SLAB ALIATE

În lucrare se analizează comportarea la sudare a unor culee din oțeluri slab aliate destinate construcțiilor sudate de tipul: 17M13; 09G2; 09G2S și FB50AK. Analiza se bazează pe carbonul echivalent, duritate și rezilienț sub cordon, îmbătrînire, proba de sudabilitate după Cabelka și rezilienta la temperaturi scăzute. Pe baza rezultatelor obținute se relevă necesitatea normalizării prealabile a acestor oțeluri, în cazul folosirii lor la construcții sudate. De asemenea se elaborează o metodă pentru controlul curent al comportării la sudare a acestor tipuri de oțeluri, bazată pe următoarele încercări: duritatea sub cordon, îmbătrînirea și rezilienta la temperaturi scăzute.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom **13**, nr. *1*/1968

M. HRELESCU, F. BĂR, TR. SĂLĂGEAN, D. BOTH

COMPORTAREA LA SUDARE A SISTEMULUI ZGURIFIANT CaF_2—Al_2O_3

Sînt prezentate considerațiile făcute în legătură cu o serie de fluxuri ceramice. În compoziția fluxurilor intră Al_2O_3 și CaF_2, raportul Al_2O_3/CaF_2, fiind diferit. Pentru a aprecia caracterul chimic al zgurilor obținute la sudarea cu arcul electric, s-a calculat „bazicitatea" zgurilor. Rezultatele experimentale obținute de autori duc la concluzia că nu există o dependență directă între bazicitatea zgurilor și transferul cromului, dar se poate stabili o corelație între bazicitatea zgurii și conținutul de hidrogen difuzibil din metalul depus. Considerațiile sînt folositoare la elaborarea fluxurilor bazate pe sistemul CaF_2—Al_2O_3.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom **13**, nr. *1*/1968

Revista „Studii și cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei, sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde și rubricile: referate, discuții, recenzii, informații și altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări științifice și tehnice.

RECOMANDARI PENTRU AUTORI

1. Structura lucrării:

a) *Introducerea* va situa lucrarea pe fondul cunoștințelor actuale, va desemna obiectivele și indica metodele utilizate;

b) *Tratarea* (despărțită pe subcapitole, numerotată după clasificarea zecimală), va preciza premizele, ipotezele, simplificările adoptate și va discuta rezultatele, erorile, posibilitățile și comoditatea aplicării deducerilor matematice;

c) *Concluziile* vor sintetiza rezultatele obținute, limita lor de valabilitate și aplicațiile posibile;

d) *Bibliografia* după standardele în vigoare;

2. Forma lucrării:

a) Lucrările se predau în 2 exemplare dactilografiate la 2 rînduri (2 000 semne pe pagină), inclusiv exemplarul original fără corecturi, intervenții, pe hîrtie velină;

b) Figurile pe calc, un exemplar;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internațională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

★

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacție: Timișoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

1968 DEC 28

ST. CERC. METALURG. TOM. 13, Nr. 1, P. 1—203, BUCUREȘTI — 1968.

I.P.B.T. — 1502/1968 43 834 Lei 18.

F 1162

REFERATIVA

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 13, Nr. 2, 1968

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

Cr 4
Cb 1
18 7

COMITETUL DE REDACȚIE

Redactor șef: prof. dr. doc. I. HUBER-PANU, m. c. al Academiei R. S. România; *Redactor șef adjunct:* dr. ing. TR. SĂLĂGEAN; *Membri*: conf. L. BOLEANȚU — Timișoara, prof. dr. A. DOMȘA — Cluj, ing. A. IEREMIA — REȘIȚA, prof. dr. ST. MANTEA — București, ing. C. PANDELESCU — București, ing. D. PAVELESCU — București, prof. VL. POPOVICI — Timișoara, dr. ing. M. RAȚIU — Timișoara, prof. dr. ing. I. TRIPSA — București; *Secretar științific de redacție:* ing. V. SAFTA.

In țară, abonamentele se primesc la oficiile poștale, agențiile poștale, factorii poștali și difuzorii de presă din întreprinderi și instituții.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, București, Căsuța poștală 134—135, sau la reprezentanții săi din străinătate.

La revue „Studii și cercetări de metalurgie" paraît 2 fois par an. Le prix d'un abonnement annuel est de $ 4; F.F. 20; D.M. 16. Toute commande à l'étranger sera adressée à CARTIMEX, Boîte postale 134—135 Bucarest — Roumanie, ou à ses représentantes à l'étranger.

Manuscrisele, cărțile și revistele pentru schimb, precum și orice altă corespondență se trimit la Comitetul de redacție pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24 Timișoara.

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE
apare de două ori pe an

F 1162

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 13, Nr. 2, 1968

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE
TOM. 13. Nr. 2/1968

SUMAR

PREPARAREA MINEREURILOR

1. L. DOBRESCU, Asupra teoriei termodinamice a flotației 209
2. P. ILIE, I. SINKO, I. POP, Contribuții la radiometria izotopului S^{35} sub formă de $Ba\,S^{35}O_4$, utilizat în studiul procesului de flotație 217

METALURGIE EXTRACTIVĂ

3. I. TRIPŞA, O. DRASCHAN, Unele aspecte termodinamice ale procesului de oxidare a fosforului la elaborarea oțelului 223

METALURGIE FIZICĂ

4. A. ALOMAN, Cercetări roentghenografice în sistemul Ln_2Te_3—Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4 235
5. D. RAŞEEV, Contribuții la stabilirea proceselor elementare ce controlează transformările izoterme la încălzirea fontelor cu grafit nodular 251

ÎNCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

6 ST. NĂDĂŞAN, J. HAJDU, T. HERLESCU, D. CIOCLOV, Dependența solicitării dinamice adiționale de energia șocurilor și de încărcarea statică la probe de oboseală 267
7. L. BOLEANȚU, Studiu comparativ între durabilitatea cablurilor și a sîrmelor lor componente 277
8. V. SAFTA, Contribuții la cercetarea influenței stării de tensiune asupra comportării mecanice a unui oțel cu conținut scăzut de carbon, la diferite temperaturi ... 293
9. D. CIOCLOV, Un nou criteriu pentru aprecierea degradării cumulative în procesul de oboseală a metalelor 315
10. E. IOVIȚIU, Considerații asupra aprecierii tenacității oțelurilor carbon obișnuite ... 339
11. T. HERLESCU, Cercetarea corelațiilor mecano-magnetice la sîrme de oțel OLC 25 cu figuri Lissajous 359

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

12. TR. SĂLĂGEAN, A. VAŞ, D. POPOVICI, Cercetări privind tăierea cu plasmă a tablelor de aluminiu 371
13. M. HRELESCU, DOINA ȚEPENEAG, D. BOTH, Topirea, rafinarea și alierea oțelurilor în baie de zgură topită 393

14. A. VAȘ, Considerații asupra stabilirii unui regim optim la tăierea cu arc de plasmă a oțelurilor inoxidabile 409

15. O. SCHEGERIN, Cercetări asupra tendinței spre fisurare în intervalul efectiv de cristalizare a metalului de adaos la sudare 419

SINTEZE

16. M. RAȚIU, Accepțiunile caracteristicilor de duritate în mecanica metalelor 441
17. N. N. MALININ, Calculul la fluaj în construcția de mașini. Partea I. 467

INFORMARE

18. TR. SĂLĂGEAN, Aspecte ale activității Institutului central de sudură, ZIS, din R. D. Germană 489

ASUPRA TEORIEI TERMODINAMICE A FLOTAȚIEI

L. DOBRESCU

Academia de studii economice — București

În articol se face o analiză critică, în lumina cunoștințelor actuale, a teoriei termodinamice a flotației, arătîndu-se modul cum s-a ajuns la elaborarea ei, care sînt contribuțiile sale reale în cunoașterea procesului de flotație, care sînt limitele de aplicare și care sînt lipsurile ei.

Pentru explicarea fenomenelor complexe care intervin în flotație au fost elaborate mai multe teorii, dintre care unele au fost părăsite necorespunzînd cu datele obținute experimental, în timp ce altele verificate de practică s-au dovedit corecte și foarte utile verificărilor ulterioare.

Una din teoriile care a rezistat cel mai bine și care a adus poate cele mai importante contribuții la dezvoltarea industrială a flotației este teoria termodinamică.

Dată fiind importanța pe care a avut-o această teorie la dezvoltarea procesului de flotație, atît din punct de vedere științific cît și practic, considerăm că este util ca astăzi, după aproape 40 de ani de la apariția ei, să se facă o analiză critică, în lumina cunoștințelor actuale, în care să se arate modul cum s-a ajuns la elaborarea ei, care sînt contribuțiile sale reale în cunoașterea procesului de flotație, care sînt limitele de aplicare și care sînt lipsurile ei.

Termodinamica și-a găsit o largă aplicare pentru explicarea multor fenomene care se produc în procesele chimice, metalurgice, termotehnice precum și în alte ramuri ale tehnicii.

O contribuție fundamentală la folosirea termodinamicii pentru explicarea fenomenelor de bază care intervin în flotație este stabilirea de către I. Huber Panu în lucrarea sa de doctorat, publicată în iulie 1930 [1], a ecuației energiei de adeziune λ (erg/cm^2) a particulelor minerale la bulele de aer în funcție de unghiul de contact θ și de tensiunea superficială lichid-gaz γ_{lg}

$$\lambda = \gamma_{lg}(1 - \cos\theta) \qquad (1)$$

Această ecuație, pe care I. Huber Panu a dedus-o pe baza principiului al doilea al termodinamicii, stă la baza teoriei termodinamice a flotației.

După cum este cunoscut, fenomenul fundamental al flotației constă în adeziunea selectivă a granulelor minerale la suprafața bulelor de aer. Pentru explicarea acestui fenomen au fost emise două ipoteze. Prima consideră că adeziunea dintre granulele minerale și bule se produce printr-un mecanism de atracție electrostatică între sarcinile electrice de semn contrar care se găsesc la suprafețele granulelor minerale și a bulelor de aer. Cea de a doua consideră că fixarea granulelor pe suprafața bulelor se datorește acțiunilor reciproce care au loc la limitele de separare a fazelor care participă la flotație (solid, lichid, aer), datorită energiilor libere superficiale ale acestor faze.

După ce Ryschkewitch [2] și Bartsch [3] au demonstrat experimental că ipoteza electrostatică nu este valabilă, singura ipoteză valabilă pentru explicarea fenomenelor de flotație a rămas cea de a doua.

Pe baza acesteia s-a ajuns la concluzia că între capacitatea de flotație a mineralelor și proprietățile superficiale ale fazelor care participă la proces (în special umectarea suprafeței mineralelor) există o strînsă dependență.

Primele păreri despre legătura dintre flotabilitate și proprietățile superficiale ale mineralelor emise de Valentiner [4] au fost completate ulterior de Gurvici [5] și Langmuir [6] care au arătat existența unei legături între fenomenele de adsorbție, umectare, adeziune și flotație. Lucrările acestor cercetători și ale altora care au adoptat aceste păreri, au avut un caracter pur calitativ. Ulterior Rebinder [7], [8] stabilește principiul că: „udabilitatea suprafeței mineralelor și influența straturilor de reactivi adsorbiți asupra acesteia determină cantitativ stadiul fundamental fizico-chimic al tuturor proceselor de aderare a particulelor minerale la suprafața bulelor de aer". Ca măsură a udabilității mineralului și implicit a flotabilității lui, Rebinder folosește valoarea unghiului de contact θ, dată de relația lui Young:

$$\cos\theta = \frac{\gamma_{sg} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lg}} \qquad (2)$$

în care:

γ_{sg}, γ_{sl} sînt tensiunile superficiale la limitele de separare solid-gaz, solid-lichid.

Pe baza relației (2) și a datelor experimentale, Rebinder reușește să stabilească o legătură între flotabilitatea mineralelor în prezența mai multor reactivi și variația unghiului de contact în funcție de cantitatea de reactivi folosită (izoterma de udare).

Cu toate succesele pe care le-au avut cercetările întreprinse mai înainte, numai în 1930 s-a reușit să se dea de către Huber Panu relația prin care se stabilește în mod cantitativ legătura dintre proprietățile superficiale ale fazelor participante la proces și capacitatea de flotație a mineralelor. La elaborarea acestei relații Huber Panu a plecat de la ideea că producerea flotației dovedește că agregatele formate prin adeziunea granulelor minerale la

bulele de aer reprezintă, din punct de vedere termodinamic, un sistem mai stabil decît sistemul alcătuit din granulele și bulele de aer care se găsesc în tulbureală separate între ele. Aceasta înseamnă, conform principiului al doilea al termodinamicii, că procesul fundamental al flotației se produce cu o scădere a energiei libere a sistemului și prin urmare este posibil să se aplice procesului o analiză termodinamică, comparînd valorile energiei libere inițiale și finale, fără să se cunoască în amănunt mecanismul fenomenului de adeziune.

Considerînd [1] cazul general că în tulbureala de flotație se găsesc n particule minerale cu suprafețele respective w_1, $w_2 \ldots w_n$ și m bule de aer cu suprafețele Ω_1, $\Omega_2 \ldots \Omega_m$, în stadiul inițial, energia liberă a sistemului este :

$$E_1 = \gamma_{lg} \sum_{i=1}^{i=m} \Omega_i + \gamma_{sl} \sum_{i=1}^{i=n} w_i .$$

Dacă se presupune că la un anumit moment se fixează un număr k de granule pe un număr oarecare de bule de aer, energia sistemului se schimbă devenind :

$$E_2 = \gamma_{lg} \left(\sum_{i=1}^{=m} \Omega_i - \sum_{i=1}^{i=k} \Delta w_i \right) + \gamma_{sl} \left(\sum_{i=1}^{i=n} w_i - \sum_{i=1}^{i=k} \Delta w_i \right) + \gamma_{sg} \sum_{i=1}^{i=k} \Delta w_i$$

în care Δw_i este suprafața de adeziune a granulei i pe bula de aer.

Variația energiei superficiale a sistemului este :

$$\Delta E = E_1 - E_2 = (\gamma_{lg} + \gamma_{sl} - \gamma_{sg}) \sum_{i=1}^{i=k} \Delta w_i .$$

In conformitate cu principiul al doilea al termodinamicii, energia superficială a sistemului va tinde către un minim, dacă energia de adeziune λ este pozitivă :

$$\lambda = \gamma_{lg} + \gamma_{sl} - \gamma_{sg} > 0. \qquad (3)$$

Sub această formă, ecuația energiei de adeziune nu poate fi folosită practic, deoarece valorile lui γ_{sl} și γ_{sg} nu pot fi determinate experimental. Pentru a face posibilă utilizarea ei, Huber Panu a înlocuit valoarea diferenței $\gamma_{sl} - \gamma_{sg}$ din relația (3) cu cea rezultată, folosind ecuația (2) a lui Young, obținînd astfel relația :

$$\lambda = \gamma_{lg}(1 - \cos\theta) = 2\gamma_{lg} \sin^2 \frac{\theta}{2} . \qquad (4)$$

In lucrarea citată [1], precum și într-o serie de alte lucrări ulterioare [9], [10] Huber Panu a verificat pe baza formulei deduse, principalele proprietăți ale flotației, a determinat flotabilitatea diferitelor minerale, precum și eficacitatea diverșilor reactivi de flotație.

Relația (4), dedusă în modul arătat, reprezintă ecuația de bază a teoriei termodinamice a flotației, motiv pentru care ea se găsește reprodusă azi în aproape toate tratatele de flotație.

Pînă în anul 1933 această ecuație nu a apărut în nici o publicație de specialitate. Tratatele clasice la aceea vreme, care se ocupau fie numai de flotație, fie de toate procesele de preparare, cum sînt cele ale lui Gaudin [11], Taggart [12], Blümel [13], Mayer și Schranz [14], Luyken și Bierbrauer [15] ș. a., nu prezintă ecuația energiei de adeziune (4), ceea ce arată că pînă la aceea dată această ecuație nu era cunoscută.

În tratatele de circulație mondială apărute după anul 1933, cum sînt cele ale lui Gaudin [16], Taggart [17], Horace Havre [18], Iasiukevici [19], Classen-Macrousov [20] și altele, ecuația energiei de adeziune se găsește expusă în cadrul teoriei termodinamice a flotației, arătîndu-se deosebita ei importanță pentru înțelegerea acestui proces.

Din eroare unii dintre autorii de mai sus (Gaudin, Taggart etc.) atribuie această ecuație lui Shepard [20] care a dedus și el doi ani mai tîrziu [21] ecuația :

$$\Delta E = S_1 \gamma_{lg}(1 - \cos\theta) \tag{5}$$

care este identică cu cea stabilită de Huber Panu, căci în ecuația precedentă ΔE fiind variația energiei libere a sistemului și S_1 suprafața de adeziune dintre granule și bulele de aer, raportul $\frac{\Delta E}{S_1}$ este tocmai λ, adică energia de adeziune pe unitatea de suprafață.

Am insistat asupra priorității privind stabilirea expresiei (4) a energiei de adeziune în funcție de unghiul de contact, în scopul sublinierii unui adevăr privitor la paternitatea unei expresii deosebit de importante.

Shepard a arătat că se poate ține seama de deformarea bulei de aer, produsă prin adeziunea particulei, în care caz suprafața de adeziune S_1 poate fi exprimată în funcție de volumul V al bulei și unghiul de contact θ prin :

$$S_1 = \pi \left(\frac{V/3\pi}{2 + 3\cos\theta - \cos^3\theta} \right)^{2/3} \sin^2\theta.$$

Classen și Kizewalter [20], ținînd seama de deformarea bulei, ajung la concluzia că energia de adeziune poate fi exprimată printr-o relație de forma :

$$\lambda = \gamma_{lg}(S - cos\theta) \tag{6}$$

în care S este :

$$S = \frac{\sqrt[3]{4\,(1+\cos\theta)\,(2-\cos\theta)^2 - 2}}{1-\cos\theta} \cong \frac{1+\cos\theta}{2}.$$

Rebinder [7] consideră că la determinarea energiei de adeziune trebuie să se țină seama și de histerezisul de udare, exprimat printr-un termen ψ, determinat experimental :

$$\lambda = \gamma_{lg}(1 - \cos\theta) - \psi. \tag{7}$$

Teoria termodinamică în forma inițială, nu dă indicații asupra legăturii care există între fenomenul de adeziune și activitatea chimică a moleculelor de reactivi de flotație.

Beloglazov [22] a avut ideea de a face analiza termodinamică a procesului de adeziune, ținînd seama de variațiile energiei superficiale care se produc sub acțiunea fenomenelor de sorbție a moleculelor de reactivi de flotație în momentul adeziunii.

După Beloglazov, teoria fixării granulelor minerale pe suprafața bulelor de aer, acoperite cu un monostrat de reactiv colector, este egală cu lucrul mecanic de desprindere a granulelor de bulele de aer, care la rîndul său poate fi considerat egal cu lucrul mecanic F necesar pentru îndepărtarea catenelor nepolare ale moleculelor de colector din stratul superficial:

$$F = Lm\delta^2 \tag{8}$$

în care:

L = lucrul mecanic necesar pentru scoaterea unei molecule din monostratul de suprafață adsorbită;

m — densitatea stratului de adsorbție al colectorului;

δ — diametrul granulei.

Valorile lui L și m pot fi determinate din date experimentale.

Între unghiul de contact și concentrația reactivilor din soluție, Beloglazov stabilește următoarea relație:

$$\gamma_{lg}\cos\theta = \gamma_{lg} - \Gamma RT \ln\left(\frac{\Gamma}{1-m}\right) - mL \tag{9}$$

în care:

Γ — constanta de adsorbție;

R — constanta gazelor;

T — temperatura absolută a sistemului.

Determinarea constantelor capilare care intervin în relațiile lui Beloglazov prezintă unele dificultăți care îngreunează utilizarea curentă a acestor relații, deduse pentru aprecierea flotației în condițiile din practică.

Pentru evitarea acestei dificultăți autorul acestui articol a stabilit în domeniul flotației o serie de relații între energia de adeziune, flotația mineralelor și căldura de udare [23], [24]. Cu ajutorul acestor relații se poate stabili, pe baza unor măsurători calorimetrice, capacitatea de flotație în prezența diverșilor reactivi.

După cum s-a constatat experimental, în procesul de flotație apar pe suprafața granulelor minerale un număr important de microbule ca urmare a degajării acestora din soluție. Aceste microbule pot influența în mare măsură desfășurarea flotației.

Classen [20], analizînd termodinamic acest fenomen, ajunge la concluzia că lucrul mecanic consumat pentru apariția microbulelor de aer pe suprafața mineralelor este dat de relația :

$$W=\gamma_{lg}\cdot S\left(1+\cos\theta+\operatorname{ctg}^2\frac{\theta}{2}\right) \qquad (10)$$

în care S este suprafața ariei de adeziune.

Prezența microbulelor de aer pe suprafața granulelor minerale favorizează adeziunea ulterioară a bulelor de aer de dimensiuni mari, datorită unor fenomene de coalescență.

Analizînd termodinamic și acest fenomen, Classen [20] stabilește că scăderea energiei libere a sistemului este mai mare în cazul adeziunii coalescente decît în cazul adeziunii directe, fapt care explică îmbunătățirea flotației.

Teoria termodinamică a adus, în cursul celor aproape 40 de ani de existență, numeroase servicii practice flotației. Pe baza ecuației energiei de adeziune s-au putut clasifica în mod științific mineralele după aptitudinea lor de flotație, s-a putut stabili acțiunea diverșilor reactivi, a influențelor diverșilor factori fizico-chimici care intervin în practică etc. Cercetările întreprinse au dovedit însă că teoria termodinamică singură nu poate răspunde tuturor problemelor puse de practică. Teoria termodinamică are un caracter statistic indicînd numai posibilitatea producerii flotației. Pentru cunoașterea completă a procesului este necesar ca în afara premiselor termodinamice să se cunoască și o serie de condiții cinetice concrete. Teoria termodinamică nu permite să se cunoască cauzele care produc scăderea energiei libere, sau modul cum se desfășoară procesul în timp. De aceea, la aplicarea acestei teorii în practică, trebuie să se țină seama de caracterul ei limitativ și dacă este cazul să fie completată cu alte teorii, în special cu cea cinetică.

Deoarece chiar ipotezele de la care se pleacă în teoria termodinamică limitează generalitatea aplicării ei, este util ca aceste ipoteze să fie bine cunoscute și analizate critic pentru a se cunoaște valoarea ei reală.

Una din ipotezele făcute în teoria termodinamică este că adeziunea granulelor la bulele de aer se produce spontan fără nici un fel de consum de energie din exterior. Or, cercetările făcute din punct de vedere dinamic au dovedit că în majoritatea cazurilor actul spontan de adeziune trebuie precedat de învingerea barierei energetice opusă de stratele hidratate sub acțiunea unor forțe exterioare [25]. Aceste forțe intervin ca urmare a agitației care are loc în orice mașină de flotație.

Analiza termodinamică este valabilă în general numai pentru stările de echilibru. Cercetările făcute dovedesc însă că criteriile care determină starea de echilibru nu sînt respectate în sistemul de flotație (fixarea reactivilor pe suprafața mineralelor se produce în timp, suprafața bulelor și volumul lor oscilează continuu, unghiul de contact variază datorită fenomenelor de histerezis de udare etc). Sistemul de flotație fiind însă constituit dintr-un număr extrem de mare de bule și particule poate fi totuși considerat din punct

de vedere statistic în stare de echilibru, astfel încît i se pot aplica metodele de studiu ale termodinamicii.

O premisă care influențează într-o oarecare măsură rezultatele analizei termodinamice este faptul că în general se consideră că sistemul este izoterm, ceea ce nu este riguros exact (au loc degajări de căldură datorită udării, reacțiilor de suprafață, cedarea sau primirea de căldură din exterior etc). Cantitativ modificările nu sînt mari, dar din punct de vedere teoretic ele pot influența rezultatele. Această deficiență a teoriei termodinamice nu apare în cazul folosirii „căldurii de adeziune" drept criteriu de apreciere a fenomenului [23].

Deficiențele semnalate, deși reduc posibilitatea de absolutizare a teoriei termodinamice, nu duc la o contradicție cu realitatea, deoarece, așa cum s-a arătat, aplicarea analizei termodinamice la studiul flotației se bazează pe faptul de necontestat că agregatele formate prin adeziunea granulelor minerale la bulele de aer reprezintă din punct de vedere termodinamic un sistem mai stabil decît sistemul format din bule de aer și granule dispersate liber în tulbureală. Pentru explicarea condițiilor în care are loc formarea agregatelor și timpul necesar pentru formarea lor, teoria termodinamică trebuie să fie completată cu o serie de considerente cinetice. Trebuie remarcat faptul că și reciproca este valabilă și anume oricît de completă ar fi explicarea cinetică a procesului de flotație, acesta nu poate fi caracterizat dacă nu se iau în considerare și premisele termodinamice care duc la producerea lui.

BIBLIOGRAFIE

1. I. Huber Panu, (1930). *Uber den Einfluss der Temperatur auf der Flotation*, E. Manckisch, Freiberg.
2. H. Ryschkewitch, (1921). *Chem. Ztg.*, **45**, 478.
3. O. Bartsch, (1924). *Kolloid Beih.*, **20**, 1—77.
4. S. Valentiner, (1914). *Metall und Erz*, **11**, 455.
5. L. G. Gurvici, (1914). Jurnal Russkovo Fizico-himicescovo, obșestva, **11**, *401.*
6. I. Langmuir, (1920). *Transaction Faraday Society*, **15**, 62.
7. P. A. Rebinder, (1933). *Fizicohimiia flotaționnîh proțessov*, Metallurghizdat.
8. P. A. Rebinder, (1936). *Issledovaniia v oblasti poverhnostnîh iavlenii*, ONTI.
9. I. Huber Panu, (1930). *Etude sur la théorie du flottage*, București.
10. I. Huber Panu, (1933—34). Contribution à la théorie de la flottation, *Bulletin de mathématique et physique, 2—3.*
11. A. M. Gaudin, (1932). *Flotation*, Mc. Graw Hill, New York.
12. A. Taggart, (1927). *Handbook of Ore Dressing*, John Wiley et Sons, New York.
13. E. Blümel, (1930). *Lehrbuch der Erz- und Steinkohlenaufbereitung*, Ferd. Enke Verlag, Stuttgart.
14. E. Mayer, H. Schranz, (1931). *Flotation*, S. Hirzel, Leipzig.

15. W. Luyken, E. Bierbrauer, (1931). *Die Flotation in Theorie und Praxis,* Iulius Springer Verlag, Berlin.
16. A. M. Gaudin, (1939). *Principles of mineral dressing,* Mc. Graw Hill, New York.
17. A. Taggart, (1945). *Handbook of Mineral Dressing,* John Wiley et Sons, New York.
18. H. Havre, (1952). *Préparation mécanique et concentration des minerais par flottation,* Librairie Polytechnique Béranger.
19. S. M. Iasiukevici, (1953). *Obogașcenie rud,* Metallurghizdat.
20. V. I. Classen, V. A. Mocrousov, (1953). *V vedenie v teoriiu flotații,* Metalurghizdat.
21. C. O. Shepard, (1932). Bubble Attachment in Flotation, *Mining and Metallurgy,* **13**, *6.*
22. K. F. Beloglazov, (1957). *Zaconomernosti flotaționnovo protessa,* Metalurghizdat.
23. L. Dobrescu, (1956). *Studiul acțiunii reciproce a reactivilor de flotație cu suprafețele mineralelor,* Disertație, București.
24. L. Dobrescu, (1957). *Studii și Cercetări de metalurgie,* Acad. R.P.R., **1**, *2.*
25. W. Philipoff, (1952). *Mining Engineering,* **4**, *4.*

Manuscris primit în redacție la 15 aprilie 1968

CONTRIBUȚII LA RADIOMETRIA IZOTOPULUI S^{35} SUB FORMĂ DE $BaS^{35}O_4$, UTILIZAT ÎN STUDIUL PROCESULUI DE FLOTAȚIE

P. ILIE, I. SINKO, I. POP

Centrul de cercetări pentru minereuri neferoase — Baia-Mare

S-a folosit metoda Gaudin-Carr pentru determinarea concentrațiilor soluțiilor apoase de xantogenat izopropilic de potasiu cu S^{35}, utilizînd în acest scop curbe de etalonare a activității precipitatului de $BaS^{35}O_4$.

S-au adus contribuții la radiometria S^{35} sub formă de $BaS^{35}O_4$, stabilind o relație liniară între activitatea precipitatului, fracția molară a $BaS^{35}O_4$ în precipitat și raza stratului de precipitat.

În tehnica preparării minereurilor, pentru stabilirea mecanismului flotării, se poate studia radiometric absorbția reagenților de flotare la interfața mineral-apă. Xantogenații, ditiocarbamații, mercaptanii etc., colectori specifici minereurilor sulfuroase a metalelor grele, se marchează cu trasori S^{35}, detectarea lor în soluții apoase punînd unele probleme tratate mai jos.

Izotopul S^{35} emite radiații beta de energie mică (0,167 MeV). Detectarea lui în soluții apoase este dificilă și se realizează cu o eficiență de 55%, folosind lichid de scintilație [1]. În lipsa aparaturii cu lichid de scintilație, se impune evaporarea solventului sau precipitarea S^{35} sub formă insolubilă pentru eliminarea absorbției radiațiilor în solvent. Eficiența măsurării activității reziduului sau a precipitatului este de aproximativ 5% pentru contoare cu ferestre avînd grosimea de 2 mg/cm² și de aproximativ 20—23% pentru contoare cu proporționalitate [1].

Combinațiile organice marcate, volatile sau instabile nu se detectează din soluții ca atare, fiind necesară trecerea izotopului S^{35} sub forma unui precipitat insolubil și stabil din punct de vedere chimic. Se recomandă oxidarea compusului organic cu $KMnO_4$ în mediu acid sau alcalin și precipitarea sulfului radioactiv sub formă de $BaSO_4$.

Pentru determinarea radiometrică a concentrațiilor soluțiilor apoase de xantogenați cu S^{35}, Gaudin și Carr [2] propun degradarea oxidativă a moleculei cu $KMnO_4$ în mediu alcalin, precipitarea izotopului S^{35} sub formă

de $BaSO_4$ și detectarea. Autorii citați au dovedit experimental că activitatea precipitatului, într-o serie de probe elaborate cu o cantitate constantă de S^{35}, este invers proporțională cu mărimea diluției aplicate cu $BaSO_4$, dacă probele sînt colectate în straturi cu suprafețe constante și grosime uniformă. Dacă pe lîngă respectarea condițiilor geometrice amintite se menține constantă și mărimea diluției radiometrice, activitatea precipitatului este o funcție liniară a conținutului de S^{35}, fiind posibilă ridicarea unei curbe de calibrare de forma $A_{imp/min} = f$ (xantogenat).

Această metodă de detectare cu diluție prezintă avantaje în cazul surselor cu energie mică (S^{35}, C^{14}). Tratarea matematică a problemei permite tragerea unor concluzii utile în practică.

Se consideră n^x moli de $BaS^{35}O_4$ marcați la sulf, diluați cu n^0 moli de $BaSO_4$ nemarcați. Admitem că precipitatul de $BaSO_4$ compus din substanță marcată și nemarcată s-a așezat într-un strat de grosime uniformă d, pe suprafață circulară S și rază r.

Parcursul maxim al radiațiilor beta emise de izotopul S^{35}, conform relațiilor lui Feather [3] este de 0,08 mm în $BaSO_4$, din acest motiv nici grosimea stratului de precipitat detectat δ nu depășește 0,08 mm. Ca urmare autoabsorbției, transparenței contorului, absorției în aer, pe distanța l dintre precipitat și contor etc., volumul V al precipitatului detectat este sub valoarea dată de produsul $S\,\delta$.

Activitatea precipitatului detectabil depinde de S,δ și fracția molară N^x a $BaS^{35}O_4$ în precipitat, deci

$$A_{\text{detectabil}} = kS\delta N^x$$

sau

$$A_{\text{detectabil}} = kV_A \cdot N^x$$

unde

$$V_A = S \cdot \delta, \quad N^x = \frac{n^x}{n^0 + n^x}$$

iar

K reprezintă o constantă caracteristică activității specifice inițiale a sursei de radiații și a aparaturii de detectare.

Dacă

$$d > \delta \text{ și } S, l = \text{constant}$$

se ajunge la o relație împortantă :

$$A_{\text{detectabil}} = K \cdot N^x$$

adică respectînd condițiile de mai sus, activitatea precipitatului de $BaS^{35}O_4 + BaSO_4$ colectat pe hîrtie de filtru sub forma unui strat cu grosime uniformă este direct proporțională cu fracția molară a $BaS^{35}O_4$ în precipitat.

Examinînd forma explicită a expresiei

$$A_{detectabil} = K\pi r^2 \delta \cdot \frac{n^x}{n^0 + n^x}$$

se pot trage cîteva concluzii practice :

1) În caz că nu se aplică diluția ($n^0 = o$) și dacă se respectă condițiile geometrice,

$d > \delta$ iar l, r = constant, atunci

$A_{detectabil}$ = constant și nu depinde de cantitatea precipitatului, deci nu poate fi măsura acestuia.

2) În cazul unei diluții cu o cantitate constantă de $BaSO_4$ (n^0 = constant), respectînd geomtria sistemului ca și în cazul anterior, atunci.

$A_{detectabil} = K \cdot N^x$

adică activitatea precipitatului va fi funcția liniară a lui N^x și poate fi calibrată în funcție de concentrația soluției examinate.

3) Respectînd condițiile geometrice amintite, $A_{detectabil}$ nu depinde de cantitatea precipitatului colectat, deci practic nu este necesară colectarea cantitativă a precipitatului pe hîrtia de filtru.

4) Respectarea condiției r = constant, înseamnă menținerea constantă a interfeței precipitat — aer, care este cu atît mai mică cu cît gradul de dispersie al cristalelor precipitatului este mai mare. Se recomandă executarea precipitării în condiții definite, care favorizează creșterea cristalelor de $BaSO_4$.

Relația de sus este utilă în practica determinării radiometrice sub formă de $BaS^{35}O_4$, a concentrațiilor variabile de S^{35} din probe elaborate în serie, în care activitatea specifică a sursei se menține constantă.

Pentru ca A detectabil să se încadreze în regimul de lucru optim al contorului, parametrii l, r, n^0, n^x, $(n^0 + n^x)$, se aleg în mod corespunzător, avînd în vedere condițiile

$d > \delta$; $r \leqslant r$ contor

l = constant, $< 26{,}5$ cm

$M_{BaSO_4} \cdot (n^0 + n^x) = 100$ mg $\div$ 500 mg, reprezintă cantitatea de precipitat care se poate filtra comod, M_{BaSO_4} fiind greutatea moleculară a $BaSO_4$.

Pe baza relației se pot calcula curbele $A_{detectabil} = f(N^x)$, $A_{detectabil} = f(n^0)$ și cu aproximație curba A detectabil $= f(r)$, datorită modificării unghiului solid de detectare. În acest scop, se determină activitatea unei probe cu r, N^x cunoscut, pentru o valoare a lui l, care se menține constantă la toate detectările, și se calculează valoarea lui K.

Cu ocazia studierii adsorbției xantogenaților pe pulbere de blendă, s-a folosit tehnica radiometrică cu xantogenați marcați cu S^{35}. Concentrațiile

reziduale ale xantogenaților din soluțiile de lucru s-au stabilit după metoda Gaudin-Carr.

În acest scop s-au folosit curbe de etalonare a activității precipitatului, $A_{detectabil} = f$ (xantogenat *i*-propilic de potasiu) pentru $r = 20$ mm (*fig. 1*, curba *1*) și pentru $r = 10$ mm (*fig. 1*, curba *3*) determinate experimental.

Pe baza relației stabilite, s-a calculat valoarea constantei $K = 1313$ imp/min.mm^3, pentru valoarea lui $r = 20$ mm, $n° = 2{,}19$ milimoli de

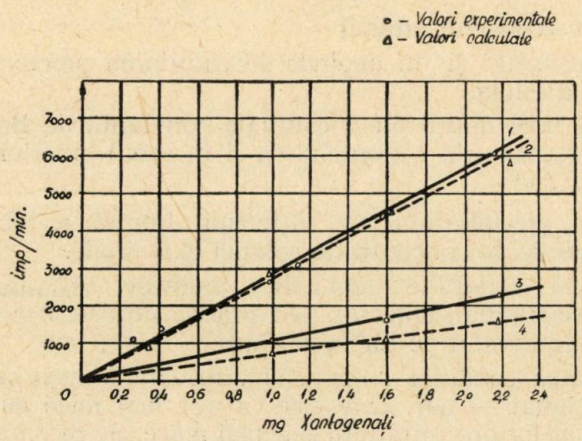


Fig. 1. Curbele de etalonare a precipitatului de $BaS^{35}O_4$ în mg xantogenat izopropilic de potasiu.

$BaSO_4$ și $N^x = 0{,}005211$, activitatea specifică inițială a sursei fiind egală cu 115microcurie/g xantogenat izopropilic de potasiu.

Curbele 2 și 4 din *figura 1* reprezintă curbele de etalonare calculate pe baza relației pentru $r = 20$ mm, respectiv $r = 10$ mm, cu valoarea lui $K = 1313$ imp/min.mm^3. Se observă o corespondență perfectă între valorile experimentale și valorile calculate ale curbelor *1, 2* și o deplasare a curbei experimentale spre valori mai mari ale activității, față de curba calculată, în cazul curbelor *3* și *4*.

Curbele $A_{detectabil} = f(r)$ stabilite experimental, se situează deasupra curbelor calculate $A_{calculat} = f(r)$.

Diferența $\Delta A = A_{detectabil} - A_{calculat} > 0$, pentru o valoare a razei r_1 dacă $\Delta r = r - r_1 > 0$ și de asemenea $\Delta A < 0$ dacă $\Delta r = r - r_1 < 0$ (r fiind raza pentru care s-a calculat valoarea lui K) și $r \simeq r_{contor}$. Această diferență se datorește îmbunătățirii geometriei sistemului prin mărirea unghiului solid de detectare, pentru cazul $\Delta A > 0$ și invers pentru $\Delta A < 0$

În *tabela 1* sînt indicate valorile lui ΔA și Δr pentru $N^x = 0{,}00833$ și $N^x = 0{,}005211$.

Tabela 1

Valorile activității precipitatului de $BaS^{35}O_4$ în funcție de raza stratului

N^x	$r=20$ mm $\simeq r$ contor		$r_1=10$ mm		Δr	ΔA
	$A_{detectabil}$	$A_{calculat}$	$A_{detectabil}$	$A_{calculat}$		
	imp/min	imp/min.	imp/min.	imp/m/n.	mm	imp/min.
0,00833	5 850	5 850	2 150	1 450	50%	42,8%
	2 800	2 800	1 000	700	50%	41,3%

Toate măsurătorile s-au efectuat cu un contor tip VAZ-310 având fereastra de 2 mg/cm² și la tensiunea de lucru de 1 200 v, fondul cosmic fiind 20 imp/minut.

Activitatea specifică inițială a sursei a fost 115 microcurie/g xantogenat izopropilic de potasiu.

CONCLUZII

1. Activitatea precipitatului de $BaS^{35}O_4$, diluat cu o cantitate de $BaSO_4$ și colectat pe hîrtie de filtru sub forma unui strat cu grosime peste 0,08 mm, depinde de fracția molară a $BaS^{35}O_4$ în precipitat și nu depinde de cantitatea absolută a precipitatului.

2. Se stabilește o relație liniară între activitatea probei, fracția molară a $BaS^{35}O_4$ în precipitat și raza stratului de precipitat pe baza căreia se trag unele concluzii utile în practică.

3. Metoda s-a folosit pentru determinarea radiometrică a concentrațiilor soluțiilor apoase de xantogenat marcat cu S^{35}, fiind date curbe de calibrare a activității precipitatului în funcție de concentrația soluției de xantogenat.

BIBLIOGRAFIE

1. C. M. Lapointe, (1967). Radiometric Tehniques in flotation Research. *Can. Min. J,* Iuly 44.
2. A. M. Gaudin, I. S. Carr, (1952). *Anal. Chem., 24, 5* May, 887.
3. Gaşpar şi alţii, (1966). *Elemente de protecţie contra radiaţiilor nucleare, Bucureşti,* Ed. Tehnică.

UNELE ASPECTE TERMODINAMICE ALE PROCESULUI DE OXIDARE A FOSFORULUI LA ELABORAREA OȚELULUI

I. TRIPȘA, O. DRASCHAN

Institutul de cercetări metalurgice — București

În lucrare sînt descrise cercetările efectuate în vederea studierii repartiției fosforului între baia metalică și zgura în condiții apropiate de cele industriale.

În acest scop s-a folosit izotopul radioactiv P^{32}, iar pentru fixarea echilibrului s-a utilizat metoda saturării succesive, care permite să se stabilească dependența repartiției fosforului în funcție de temperatură, pentru diferite compoziții de zgură.

Determinarea coeficienților A (energetic) și B (de entropie) din ecuația :

$$\log L_p = \frac{A}{T} + B$$

s-a făcut cu ajutorul metodei celor mai mici pătrate, pentru fiecare compoziție de zgură în parte, după care s-au calculat valorile efectului termic și ale variației entropiei, obținînd pentru patru compoziții diferite de zgură valorile :

$\Delta H_1 = -365.000$ Cal/mol $\quad \Delta S_1 = -185$ Cal/mol° K
$\Delta H_2 = -323.000$ Cal/mol $\quad \Delta S_2 = -161{,}5$ Cal/mol° K
$\Delta H_3 = \Delta H_4 = -235.000$ Cal/mol $\quad \Delta S_3 = \Delta S_4 = -125$ Cal/mol° K

Micșorarea efectului termic al reacției de defosforare sub zgurile mai acide este explicată prin interacțiunea complexă dintre cationii și anionii existenți. Astfel, în urma adaosurilor de SiO_2, anionul mai puternic SiO_4^{-4} preia unele din pozițiile ocupate anterior în jurul cationilor de către anionul mai slab PO_4^{-3}. În urma acestei înlocuiri slăbesc legăturile anionului PO_4^{-3} cu zgura și astfel o parte din fosfor trece din zgură în baia metalică, ceea ce duce la micșorarea — constatată experimental — a valorii efectului termic ΔH_2 și ΔH_3 față de ΔH_1.

Pe măsură ce crește însă conținutul de SiO_2 din zgură are loc o accentuare a procesului de regrupare a anionilor pe bază de siliciu, însoțită de micșorarea potențialului electrostatic al acestor anioni. În cele din urmă, potențialul lor electrostatic ajunge aproape egal cu potențialul electrostatic al anionilor PO_4^{-3}, ceea ce explică stabilizarea — constatată experimental a efectului termic al reacției de defosforare.

Practica elaborării oțelului și multiplele cercetări de laborator [1]—[6] au condus în principal la determinarea calitativă a anumitor reguli cu privire la procesul de defosforare. Nu s-au putut însă stabili relații matematice care să descrie întocmai desfășurarea acestui proces în condițiile diferitelor procedee de elaborare a oțelului. Acest fapt se explică prin complexitatea procesului defosforării și prin greutățile întîmpinate la cercetarea acestui proces.

În ultima perioadă s-au efectuat lucrări experimentale [7], [8] și cercetări teoretice [9], [12] care au lărgit mult sfera cunoștințelor despre natura fizico-chimică a reacției de defosforare.

Printre metodele eficiente aplicate în acest scop se numără și studiul repartiției fosforului între baia metalică și zgură, în condiții cît mai apropiate de cele industriale. Lucrările noastre experimentale de acest tip au fost efectuate într-un cuptor electric cu arc orizontal avînd o încărcătură de 4 kg oțel și 600 g zgură [13], folosindu-se o zgură Martin industrială (compoziția chimică, % *tabela 1*) și un oțel carbon obișnuit (OL 38).

Tabela 1

SiO_2	CaO	MnO	Al_2O_3	FeO	Fe_2O_3	MgO	S	P_2O_5
23,67	30,02	14,84	6,25	12,15	2,52	8,63	0,14	1,78

Studiul repartiției fosforului între zgură și baie pentru un interval larg de temperatură 1 500—1 650 °C s-a făcut folosind izotopul radioactiv P^{32} (cu timpul de înjumătățire de 14,3 zile, care este un izotop β activ, cu energia maximă a radiației de 1,76 MeV).

Pentru fixarea echilibrului și determinarea coeficientului de repartiție γ_P, s-a folosit metoda saturării succesive [12]—[14] care permite ca efectuînd menținerii izotermice ale sistemului baie metalică-zgură la diferite temperaturi să se stabilească dependența repartiției fosforului în funcție de temperatură, pentru diferite compoziții exacte de zgură.

Mărimea coeficientului de repartiție L_p s-a calculat pentru patru compoziții de zgură după formula:

$$L_p = \frac{I_{zg}}{I_{bm}}$$

unde:

I_{zg} și L_{bm} sînt impulsurile pe minut pentru zgură respectiv baia metalică.

Pentru aceasta, în loc să se evacueze oțelul și zgura la sfîrșitul operațiilor, s-au repetat succesiv (de trei ori) lucrările, schimbînd compoziția zgurei prin adaosuri de SiO_2.

Rezultatele experimentale obținute sînt prezentate în *tabela 2*.

Tabela 2

Nr. crt.	Temperatura °K	I_{bm}	I_{zg}	$L_p = \frac{I_{zg}}{I_{bm}}$	lg L_p	$\frac{10^4}{T}$	Obsdrvații
1	1 858	107	18 270	170	2,230	5,38	
2	1 888	549	49 900	91	1,958	5,29	
3	1 953	984	2 020	2,05	0,313	5,12	
4	1 978	389	1 470	3,78	0,577	5,05	
5	1 973	1 176	634	0,54	$\bar{1}$,732	5,07	
6	1 863	430	16 870	39,3	1,594	5,36	după primul adaos de 30 g SiO_2
7	1 923	616	1 590	2,58	0,411	5,20	
8	1 953	693	570	0,822	$\bar{1}$,914	5,12	
9	1 963	1 120	70	0,0625	$\bar{2}$,795	5,10	
10	1 988	2 500	80	0,0312	2,494	5,03	după al doilea adaos de 30 g SiO_2
11	1 918	710	200	0,2820	$\bar{1}$,465	5,22	
12	1 968	650	45	0,0692	$\bar{2}$,839	5,09	
13	1 973	5 500	250	0,0455	$\bar{2}$,657	5,06	
14	1 983	5 160	190	0,0369	$\bar{2}$,567	5,04	după al treilea adaos de 30 g SiO_2
15	1 993	5 900	170	0,0288	$\bar{2}$,459	5,01	
16	2 023	7 000	73	0,0104	$\bar{2}$,016	4,94	
17	2 013	7 970	120	0,0151	$\bar{2}$,178	4,97	

Ecuația actului elementar al oxidării fosforului pentru zguri de orice compoziție chimică poate fi scrisă sub următoarea formă ionică [7]:

$$[P] + 5/2\ Fe^{++} + 4O^{--} \rightleftarrows PO_4^{-3} + 5/2\ Fe_{(lichid)} \qquad (1)$$

Constanta de echilibru pentru această reacție va fi:

$$K_P = \frac{N_{PO_4^{-3}} \cdot \gamma_{PO_4^{-3}} \cdot N_{Fe}^{5/} \cdot \gamma_{Fe}^{5/2}}{N_P \cdot \gamma_P \cdot N_{Fe^{++}}^{5/2} \cdot N_{O^{--}} \cdot \gamma_{O^{--}}} \qquad (2)$$

unde

N_x — fracțiune molară sau ionică,

γ_x — coeficient de activitate.

Pentru soluțiile diluate ale fosforului în fier, se poate considera $N_{Fe} = 1$ și $\gamma_{Fe} = 1$. Înlocuind N_P și $N_{PO_4^{-3}}$ cu concentrațiile de greutate ale fosfo-

rului din baia metalică și zgură obținem pentru raportul $\frac{N_{PO_4^{-3}}}{N_P}$, următoarea expresie:

$$\frac{N_{PO_4^{-3}}}{N_P} = A\frac{(PO_4^{-3})}{[P]}$$

unde

A — este raportul coeficienților de trecere de la fracțiuni molare (atomice) ale fosforului la concentrații de greutate.

După cum se știe, raportul $\frac{(PO_4^{-3})}{[P]}$, reprezintă coeficientul de repartiție al fosforului L_P. Raportul de concentrație pentru alți participanți la reacția $\frac{1}{N^{1/2}_{Fe++} \cdot N^4_{0--}}$ se poate nota cu $\varphi\ (\Sigma C)$, și în mod analog raportul coeficienților de activitate:

$$\frac{\gamma_{PO_4^{-3}}}{\gamma_P \cdot \gamma^{5/2}_{Fe++} \cdot \gamma^4_{0--}} = f(\Sigma\gamma). \tag{3}$$

În urma acestor simplificări expresia constantei de echilibru a reacției oxidării fosforului cu zgure de orice compoziție poate fi prezentată în următoarea formă:

$$K_P = A \cdot L_P \cdot \varphi(\Sigma C_i) \cdot f(\Sigma\gamma_i). \tag{4}$$

Admițînd că la temperaturi diferite compoziția zgurii nu se schimbă, adică $f(C_i)$ = constant și $f(\Sigma\varphi_i)$ = constant și logaritmînd expresia (4) se obține:

$$\frac{d \log K_P}{dT} = \frac{d \log L_P}{dT} = \frac{\Delta H}{RT^2} \tag{5}$$

unde:

ΔH — este efectul termic al reacției fosforului în condițiile reale date.

Față de efectul termic standard $\Delta H°$, valoarea efectului termic determinat mai sus ΔH este diferită, datorită prezenței în baia metalică a diferitelor elemente însoțitoare care o fac să se deosebească de soluția diluată de fosfor în fier. Mult mai puternică este însă influența pe care o exercită prezența în zgură a diferiților oxizi, alții decît oxizii de fier și fosfor — singurii acceptați în condițiile standard. Dizolvarea fiecărei substanțe în baia metalică sau în zgură se face cu degajarea (majoritatea cazurilor) sau absorbirea căldurii de amestecare $\Delta H_{amest.}$, care diminuează efectul termic real față de cel standard, de unde relația:

$$\Delta H = \Delta H° - \sum \Delta H_{amest.}. \tag{6}$$

În acest fel, efectul termic real este egal cu suma algebrică a efectului termic standard și a căldurilor parțiale de amestecare a componenților zgurei și băii metalice reale.

Prin urmare, ΔH reprezintă efectul caloric de trecere a fosforului din baia metalică în zgură de compoziția dată.

Integrînd ecuația (5) pentru condiția $\triangle H \neq f(T)$ se obține :

$$\log L_P = \frac{\Delta H}{4{,}576\,T} + B \tag{7}$$

sau :

$$\log L_P = -\frac{A}{T} + B \tag{8}$$

unde :

B — este factorul de entropie.

Rezultă că metoda aplicată permite determinarea efectului termic de trecere a fosforului din baia metalică în zgură de compoziția dată, fără a fi necesar să se cunoască exact expresia stoechiometrică a reacției reale care de multe ori nu este deloc simplă și nici nu poate fi totdeauna precizată. Pentru calcularea valorii factorului de entropie B, se poate recurge la constatarea că pentru cazul cînd se admite drept stare standard baia metalică și zgura conținînd cîte un procent de fosfor, adică $(P)=1\%$ și $[P]=1\%$, se obține relația :

$$-\frac{\Delta H^\circ}{4{,}576\,T} B^\circ = \log L_P = \frac{(P)}{[P]} = 0. \tag{9}$$

Rezultă :

$$B^\circ = \frac{\Delta H^\circ}{4{,}576\,T} = \frac{\Delta S^\circ}{4{,}576} \tag{10}$$

de unde :

$$S^\circ = \frac{\Delta H^\circ}{T}. \tag{11}$$

O relație similară se va obține de fiecare dată cînd în (7) $\log L_p$ capătă valoarea zero, ceea ce permite să se determine variația reală a entropiei sistemului dat atît analitic, cît și grafic din prelucrarea datelor experimentale obținute. Aceste date s-au grupat în lungul unor drepte (*fig. 1*), ceea ce confirmă valabilitatea relației (8).

Determinarea coeficienților A (energetic) și B (de entropie) din ecuația (8) s-a făcut cu ajutorul metodei celor mai mici pătrate, pentru fiecare compoziție de zgură în parte.

Pentru zgura inițială rezultatele calculului sînt prezentate în *tabela 3*, pentru zgură cu un singur adaos de SiO_2 în *tabela 4*, iar pentru zgură cu două și trei adaosuri în *tabela 5*.

Tabela 3

$\left(\frac{10^4}{T}\right)_i$	$\log L_{P_i}$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right]$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right]^2$	$(\log L_{P_i}) - (\overline{\log} L_P)$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right] \times$ $\times[(\log L_P)i=(\overline{\log} L_P)$
5,38	2,230	0,17	0,029	1,172	0,199
5,29	1,958	0,08	0,096	0,950	0,072
5,12	0,313	−0,09	0,008	−0,745	0,067
5,06	$\bar{1}$,732	−0,16	0,026	−1,326	0 212
20,84	4,233	—	0,069	—	0,550

$$\left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right) = \frac{20,84}{4} = 5.21\,; \quad (\overline{\log} L_P) = \frac{4,233}{4} = 1,058. \tag{12}$$

De unde:

$$\log L_P - 1,058 = \frac{0,550}{0,069}\left(\frac{10^4}{T} - 5,21\right) \tag{13}$$

$$\log L_P = \frac{79\,700}{T} - 41,5 + 1,058 = \frac{79\,700}{T} - 40,44 \tag{14}$$

Tabela 4

$\left(\frac{10^4}{T}\right)_i$	$(\log L_P)_i$	$\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right]^2$	$(\log L_{P_i})_i - (\overline{\log} L_P)$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right] \times$ $\times[(\log L_{P_i})_i - (\log L_P)$
5,36	1,594	0,13	0,0169	0,954	0,127
5,20	0,411	−0,03	−0,0009	−0,229	0,007
5,12	1,914	−0,11	−0,0121	−0,726	0,080
15,68	1,919	—	0,0299	—	0,211

$$\left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right) = \frac{15,68}{3} = 5,23\,; \quad (\overline{\log} L_P) = \frac{1,919}{3} = 0,640 \tag{15}$$

$$\log L_P - 0,640 = \frac{0,211}{0,0299}\left(\frac{10^4}{T} - 5,23\right) \tag{16}$$

$$\log L_P = \frac{70\,600}{T} - 36,95 + 0,64 = \frac{70\,600}{T} - 36,31. \tag{17}$$

In diagrama din *figura 1* se reprezintă variația coeficientului de repartiție în funcție de temperatură. Se observă că punctele reprezentînd valorile obținute pentru zgurele cu două și trei adaosuri de SiO_2 s-au așezat pe aceeași dreaptă, deci calculul ecuației pentru aceste două cazuri se poate face împreună (*tabela 5*).

Tabela 5

$\left(\frac{10^4}{T}\right)_i$	$(\log L_P)_i$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right]$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right]^2$	$(\log L_P)_i - (\overline{\log L_P})$	$\left[\left(\frac{10^4}{T}\right)_i - \left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right)\right] \times$ $\times [\log L_P)_i - (\log L_P)$
5,03	$\bar{2}$,494	−0,015	0,000225	−0,090	0,00135
5,22	$\bar{1}$,465	0,175	0,030625	0,881	0,15410
5,09	$\bar{2}$,839	0,045	0,002025	0,255	0,01150
5,06	$\bar{2}$,657	0,015	0,000225	0,073	0,00109
5,04	$\bar{2}$,567	−0,005	0,000025	−0,017	0,00009
5,01	$\bar{2}$,459	−0,035	0,001225	−0,125	0,00437
4,94	$\bar{2}$,016	−0,105	0,011025	−0,568	0,05960
4,97	$\bar{2}$,178	−0,075	0,005625	−0,406	0,03045
40,36	$\bar{12}$,675	−	0,051000	−	0,26255

$$\left(\frac{\overline{10^4}}{T}\right) = \frac{40,36}{8} = 5,045; \quad (\overline{\log L_P}) = -\frac{11,325}{3} - 1,416 \tag{18}$$

$$\log L_P + 1,416 = \frac{0,26255}{0,051}\left(\frac{10^4}{T} - 5,045\right) \tag{19}$$

$$\log L_P = \frac{51\,500}{T} - 25,95 - 1,42 = \frac{51\,500}{T} - 27,37. \tag{20}$$

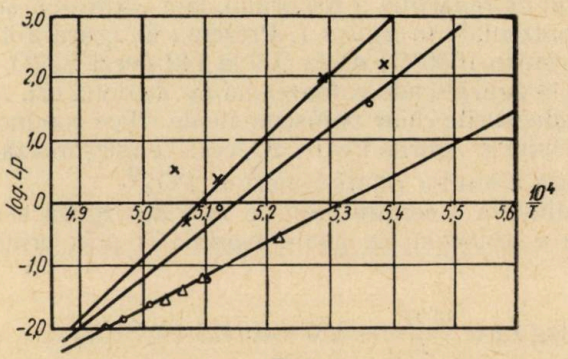


Fig.1

Fig. 1. Variația coeficientului de repartiție L_P în funcție de temperatură.

Obținînd valorile A și B din ecuația (8) se poate ușor determina componentul energetic ΔH și entropic ΔS din ecuația (7). Astfel, pentru cele patru compoziții ale zgurii se obțin următoarele valori ale lui $\triangle H$ și $\triangle S$.

$\Delta H_1 = -365000$ $\Delta S_1 = -185$
$\Delta H_2 = -323000$ $\Delta S_2 = -161,5$
$\Delta H_3 = \Delta H_4 = -235000$ $\Delta S_3 = \Delta S_4 = -125$

Prin urmare, valorile variației entalpiei libere a sistemului în urma reacției de defosforare vor fi :

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (21)$$

$$\Delta G_1 = -365000 + 185T \quad (22)$$

$$\Delta G_2 = -323000 + 161{,}5\,T \quad (23)$$

$$\Delta G_3 = \Delta G_4 = -235000 + 125\,T \quad (24)$$

Rezultatele obținute sînt comparabile cu cele din literatură [7], ceea ce permite să se tragă concluzia că metoda de lucru folosită a permis încadrarea rezultatelor în limite acceptabile de exactitate.

Interpretarea rezultatelor de mai sus se poate face analizînd influența compoziției zgurei asupra componenților energetici și de entropie, la trecerea fosforului în zguri de compoziție dată.

In general, se cunoaște rolul negativ al oxizilor acizi asupra procesului analizat, dar influența cantitativă a fiecăruia în parte asupra echilibrului reacției, s-a determinat numai în ultima vreme. Așa de exemplu, autorul lucrării [14] a arătat că introducerea oxidului de siliciu în zgură, micșorează simțitor coeficientul de repartiție a fosforului, fapt confirmat și de rezultatele experimentărilor prezentate în *figura 1.* Prezența în zgură a 4% SiO_2, scade valoarea lui L_P (pentru 1600°C) de la 200 la 142 (vezi *fig.2),* iar adăugarea fiecărui 10% SiO_2 în zgură scade valoarea lui L_P de două ori. Acesta se explică prin faptul că adaosurile chiar neînsemnate de silice conduc la o ordonare a particulelor existente în zgurile FeO-CaO, ceea ce micșorează probabilitatea pătrunderii în zgură a ionilor relativi mari de PO_4^{-3}.

Influența cantitativă a conținutului de SiO_2 din zgură asupra coeficientului de repartiție a fosforului se poate exprima și prin următoarea relație [10] :

$$\log L_P = \frac{14\,900}{T} - 5{,}37 - 0{,}0475\ (\%SiO_2). \quad (25)$$

Prin urmare, cauza care produce micșorarea efectului termic al reacției de defosforare sub zgurele mai acide trebuie căutată în interacțiunea complexă dintre cationii și anionii existenți în zgura lichidă. Astfel, gradul insuficient de defosforare sub zgurele formate numai din oxizi de fier se explică prin valoarea mare a energiei de interacțiune a ionilor Fe^{2+} și O^{2-}, care produce o puternică deformare a norului electronic al ionilor de O^{2-}. Ca urmare, anionii PO_4^{-3} se dovedesc instabili în vecinătatea cationilor de fier.

Pentru asigurarea unui grad acceptabil de defosforare, este necesară prezența în zgură a altor cationi, care să interacționeze mai puțin puternic

cu anionii O^{2-}. Dintre cationii care sînt de obicei prezenți în zgurele de afinare (Mg^{2+}, Ca^{2+}, Fe^{2+} și Mn^{2+}), cel mai bun din această privință este Ca^{2-}, deoarece are cel mai mare diametru și — ca urmare — cel mai mic potențial electric pe unitatea de suprafață.

Autorii lucrărilor [10] și [14] au explicat creșterea căldurii degajate în

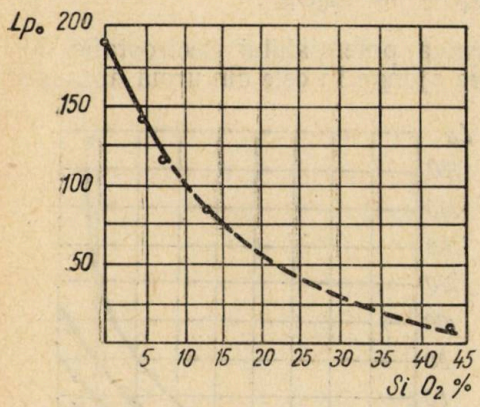


Fig. 2. Variația coeficientului de repartiție L_P în funcție de conținutul de SiO_2 din zgură.

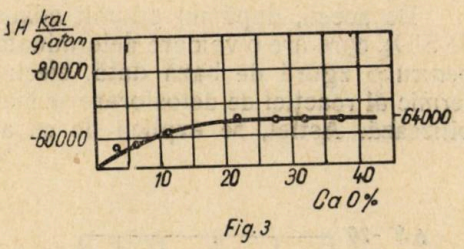


Fig. 3. Variația efectului caloric de trecere a fosforului din baia metalică în zgură, în funcție de (CaO) din zgură.

reacția de defosforare în urma introducerii oxidului de calciu în zgură (*fig. 3*) prin mărirea stabilității anionilor PO_4^{3-}.

În *figura 4* se prezintă variația entropiei ΔS în funcție de fracțiunea molară a oxidului de calciu din zgură. Se vede, că introducerea ionilor de calciu în zgure feroase mărește variația entropiei reacției de defosforare, deoarece împiedică procesul de ordonare a particulelor în zgură și mărește astfel probabilitatea pătrunderii anionilor PO_4^{3-} în zgură.

Influența cantitativă a oxidului de calciu asupra procesului de oxidare a fosforului se poate exprima prin următoarea expresie (valabilă pentru $N_{(CaO)} > 0{,}18$) [16].

$$\log L_P = \frac{1\,400}{T} - 6{,}41 + 25.\ N_{CaO}. \qquad (26)$$

În *figura 5* se prezintă variația coeficientului de repartiție a fosforului L_P în funcție de conținutul de (CaO) din zgură, pentru diferite temperaturi.

Revenind la problema micșorării efectului termic al reacției de defosforare în urma adaosurilor de SiO_2 se poate adăuga explicația că anionul mai puternic SiO_4^{-4} preia unele din pozițiile ocupate anterior în jurul cationilor de către anionul mai slab PO_4^{-3}. În urma acestei înlocuiri slăbesc legăturile anionului PO_4^{-3} cu zgura și astfel o parte din fosfor trece din zgură în baia metalică, ceea ce duce la micșorarea — constatată experimental — a valorii efectului termic ΔH_2 și ΔH_3 față de ΔH_1.

Pe măsură ce crește însă conținutul de SiO_2 din zgură, se accentuează din ce în ce procesul de regrupare a anionilor pe bază de siliciu și oxigen conform schemei :

$$SiO_4^{4-} \rightarrow Si_3O_9^{6-} \rightarrow Si_4O_{12}^{8-} \rightarrow Si_6O_{18}^{12-}.$$

Acest proces este însoțit de micșorarea potențialului electrostatic al anionilor pe bază de siliciu și oxigen, care ajunge în cele din urmă aproape egal cu potențialul electrostatic al anionilor PO_4^{-3}.

De aceea, după un anumit adaos de SiO_2, care are o valoare determinată pentru o zgură de bază dată, efectul termic al reacției de defosforare se stabilizează. Astfel, se explică de ce al treilea adaos de SiO_2 n-a mai putut schimba valoarea efectului termic și al variației entropiei reacției de defosforare.

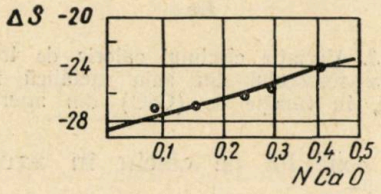


Fig. 4. Variația entropiei ΔS în funcție de fracțiunea molară a oxidului de calciu din zgură

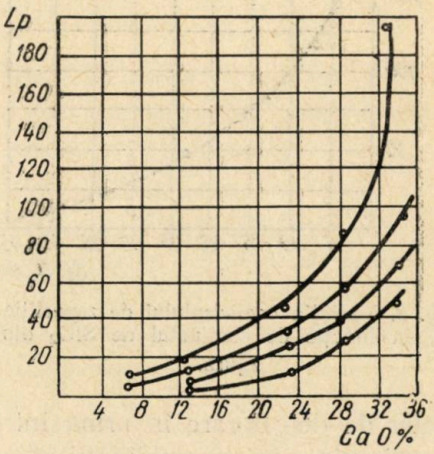


Fig. 5. Variația coeficientului de repartiție L_P în funcție de CaO din zgură pentru diferite temperaturi.

BIBLIOGRAFIE

1. I. S. Kulikov, I. I. Kojevnikov, (1957). K Teorii Metallurgiceskih șlokov. *Izvestia A. N. SSSR.* OTN, *11.*
2. J. Peerson, E. T. Turkdogan, (1954). Activity coefficients of oxygen and phosphorus in iron-oxygen phosphorus melts. *Journal of Iron and Steel Institute* (London) Part. I, 19—23.
3. G. Trömel, F. H. Werner, (1957). Weitere Untersuchungen über die Entphosphorung des Eisens mit kolkreichen Schlaken. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 28, 8, 489—495.
4. G. Trömel, W. Oelsen, (1955). Die Grenze der Entphosparung des Eisens mit kalk. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 26, *9* 497—506
5. O. A. Esin, E. S. Voronțov, S. K. Ciușmarev, (1957). Difuzia fosfora i calția v rasplavlennih slakov $CaO—Al_2O_3—SiO_2$ i $CaO—P_2O_5$. *J. Fiz-him.* 31, *10*, 2322—2327.

6. O. A. Esin, V. N. Sihov, (1957). Vlianie sostava șlaka i temperaturî na scorost obesfosforivania metalla *Trudî UPI Metallurghizdat* Sb. **72**, 237—245.
7. I. I. Kojesnikov, (1958). Termoginamika reakții defosforații jidkogo jeleza jelezisto — izvestkovîmi șlakami. *Stali*, **12**. 1070—1088.
8. L. A. Svartzman, I. I. Kojevnikov, (1958). Issledovanie termodinamiki reakții defosforații jeleza. Trudî Vsesoiuznoi kenferenții po primeneniu radioaktivnîh stabilnîh izotopov i izlucenii v narodnom hozeaistve i nauke. *Metallurgia i Metallovegenia A N SSSR*, 16.
9. V. I. Iavoiskii, (1967). *Teoria protessov proisvodstva stali*, Moscva.
10. O. A. Esin, P. V. Geld, (1966). Fiziceskaia himia pro-metallurgiceskih proțesov. *Izd. Met.*
11. E. S. Voronțov, O. A. Esin, (1958). O mehauizme diffuzii v jidkih șlakah. *Izvestia A. N. SSSR*, O.T.N., **2**, *152*, 55.
12. O. A. Esin, V. N. Sihov, (1957). Poreadok reakții i limitiruișcie stadii protesso obsefosforivania stali. *Trudî U.P.I., Metallurghizdat*, **67**, 69—77.
13. I. Tripșa, (1960). Contribuții la studiul termodinamicii defosforării oțelului. *Buletinul Institutului politehnic București*. **22**, *1*.
14. I. I. Kojevnikov, L. A. Svartzman, (1957). K termodinamike reakții defosforații jeleza. *Dokladî A. N. SSSR*, **113**, *2*, 376—379.
15. O. K. Botvinkin, (1955). *Fiziceskaia himia silikatov*, Metallurgizdat.

CERCETĂRI ROENTGHENOGRAFICE ÎN SISTEMUL Ln_2Te_3—Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4

A. ALOMAN

Institutul politehnic — București

În lucrarea de față se prezintă rezultatele experimentale cu privire la analiza de fază cu raze X a materialelor din domeniile La_2Te_3—La_3Te_4—La_2PbTe_4 și Ce_2Te_3—Ce_3Te_4—Ce_2PbTe_4.

Sinteza materialelor s-a realizat din elemente, în fiole de cuarț vidate. Pentru omogenizare s-a aplicat un tratament termic de recoacere, de 20 de zile, la 1 100 °C.

Toate materialele obținute cristalizează într-o rețea cubică, grupa spațială $I_4\,3d$, tipul structural Th_3P_4.

Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție arată că soluțiile solide din intervalele studiate respectă regula lui Vegard.

În domeniul studiat parametrul rețelei se schimbă foarte puțin. Cea mai mare variație a parametrului rețelei, 2%, se atinge în intervalul Ln_2Te_3—Ln_2PbTe_4.

Datorită contracției lantanoidice, parametrul rețelei compușilor pe bază de ceriu este mai mic decît parametrul rețelei compușilor pe bază de lantan.

În majoritatea sistemelor lantanid (Ln) — calcogen (X=S, Se, Te) între compușii Ln_3X_4 și Ln_2X_3 se află domeniul de existență al fazei $Ln_{3-z}X_4$ ($0 \leqslant z \leqslant 1/3$) care reprezintă o soluție solidă lacunară.

Această fază în diverse sisteme Ln-X cristalizează în cîteva tipuri structurale [1], [2]. Cele mai răspîndite sînt: tipul structural Th_3P_4 (singonie cubică, grupa spațială $I_4\,3d$), tipul structural Sc_2S_3 (singonie rombică), [2]—[5], și tipul structural U_2S_3 (singonie rombică) [6].

Tipul structural Th_3P_4 (*fig. 1—4*) [7]—[11] este destul de frecvent întîlnit la compușii lantanidelor și actinidelor cu P, As, Sb, Bi, S, Se și Te. El a fost descoperit în anul 1939 de Meisel [12].

Celula elementară a tipului structural Th_3P_4 conține 12 atomi Th și 16 atomi P (*fig. 1, 2*), deci 4 unități de formulă. În *figura 2* este reprezentată

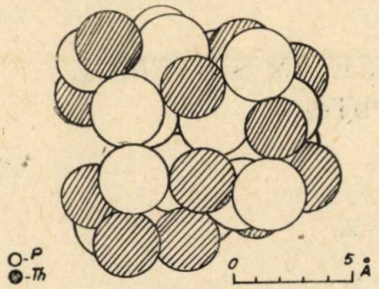


Fig. 1. Structura de tip Th_3P_4

12·64

Fig. 1. Structura de tip Th_3P_4.

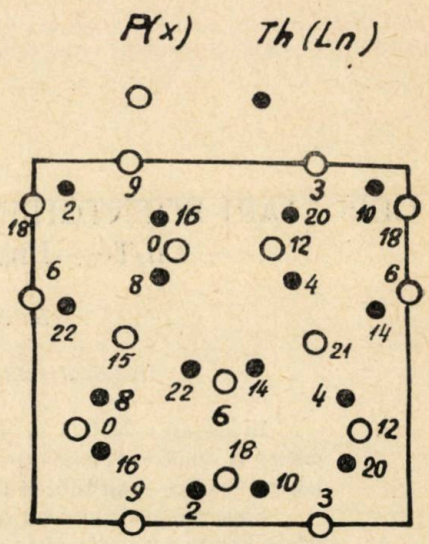


Fig. 2. Proiecția celulei elementare a structurii Th_3P_4 pe planul *xy*.

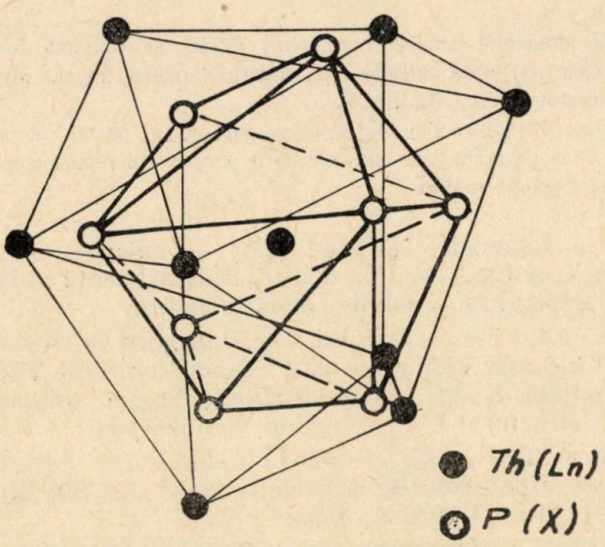


Fig. 3. Coordinația 8P în jurul Th.

proiecția celulei elementare pe planul *xy*. Cifrele din dreptul proiecțiilor atomilor reprezintă înălțimea deasupra planului de proiecție, unitatea de măsură fiind a 24-a parte din latura cubului celulei elementare. Atomii de thoriu ocupă cele 12 poziții conform simetriei grupei spațiale Td^6—$I\bar{4}3d$, iar atomii de fosfor ocupă 16 poziții speciale cu parametrul structural $x=0{,}083$.

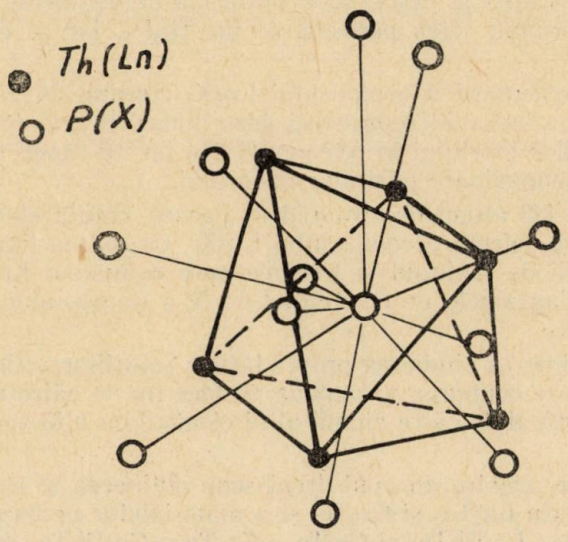


Fig. 4. Coordinația 6 Th în jurul P.

Coordonatele tuturor atomilor din celula elementară conform simetriei grupei spațiale $I_4\,3d$ sînt prezentate în lucrările [7], [13].

Fiecare atom de thoriu este înconjurat de 8 atomi de fosfor, formînd un poliedru ce conține un tetraedru și încă patru atomi (*fig. 3*) Distanțele interatomice sînt: Th—8P = 0,346 a_0 și Th—8Th = 0,467 a_0.

Fiecare atom de fosfor este înconjurat de 6 atomi de thoriu formînd un octaedru deformat (*fig. 4*). Distanțele interatomice sînt: P—6Th = 0,346 a_0; P—3P = 0,372 a_0; P—2P = 0,432 a_0; P—6P = 0,493 a_0 (a_0 = latura cubului celulei elementare).

Kripiakevici [8] a arătat că structura de tip Th_3P_4 poate fi descrisă prin aranjarea unor poliedri de coordinație [ThP_8] sau [PTh_6].

Coordinația octaedrică a atomilor apropie structura Th_3P_4 de alte structuri care conțin octaedrii și în primul rînd de structurile NaCl și NiAs.

Spre deosebire de acestea în structura Th_3P_4 aranjarea octaedrilor este mai compactă în urma micșorării numărului de tetraedri neocupați. Astfel 16 octaedrii [PTh_6] ocupă celula elementară a tipului structural Th_3P_4 împreună cu 12 tetraedri neocupați.

Existența octaedrilor în structura de tip Th_3P_4 permite explicarea, în primul rînd, a prezenței acestei structuri în sistemele care conțin compușii cu structura de tip NaCl (de exemplu sistemele Ln—X) și în al doilea rînd, a posibilității formării unor soluții solide $Ln_{3-z}X_4$—MX (unde MX este un compus care cristalizează în rețea cristalină de tip NaCl).

Compușii Ln_3X_4 și Ln_2X_3 care limitează domeniul de existență al fazei $Ln_{3-z}X_4$ au, primul, rețea perfectă de tip Th_3P_4, iar al doilea rețea de tip Th_3P_4 defectă.

Celula elementară a compusului Ln_2X_3 conține 26 2/3 atomi, din care 10 2/3 atomi de lantanid repartizați dezordonat în cele 12 noduri corespunzătoare pozițiilor thoriului în rețeaua Th_3P_4, iar 16 atomi de calcogen ocupă nodurile corespunzătoare pozițiilor fosforului.

Lipsa a 1 1/3 atomi de lantanid în fiecare celulă elementară caracterizează structura defectă a compusului Ln_2X_3. Ocuparea treptată a vacanțelor de către atomii de lantanid și trecerea spre compusul Ln_3X_4 condiționează existența în diagramele de echilibru Ln—X a domeniului soluției solide lacunare $Ln_{3-z}X_4$.

Prezintă interes studierea proprietăților soluțiilor solide cu structura de tip Th_3P_4 în care ocuparea vacanțelor se face nu de către atomii elementului lantanid de bază ci de către atomii altui element cu altă valență, de exemplu, plumb.

Cercetările noastre au avut drept scop obținerea și studierea telururilor de lantan și ceriu La_2Te_3 și Ce_2Te_3 și a materialelor pe baza lor în domeniile La_2Te_3—La_3Te_4—La_2PbTe_4 și Ce_2Te_3—Ce_3Te_4—Ce_2PbTe_4, verificarea ipotezei că aceste materiale în intervalele menționate reprezintă soluții solide cu structura de tip Th_3P_4 și căutarea posibilităților de folosire a lor în calitate de materiale termoelectrice.

Cercetările teoretice și experimentale au arătat că materialele cu coeficientul de eficiență termoelectrică ridicat trebuie să fie soluții solide multicomponente care conțin atomi de elemente grele.

Plumbul în calitate de element de aliere a fost ales din următoarele considerente: are altă valență (2) în comparație cu lantanidele (3); — este un element greu; — formează cu telurul compusul PbTe care cristalizează în rețea cristalină de tip NaCl.

În *figura 5* este indicat domeniul materialelor studiate Ln_2Te_3—Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4 (în care Ln = La, Ce), compozițiile fiind prezentate după formula generală $LnTe_y(PbTe)_x$.

Compusul Ln_2PbTe_4 trebuie să posede o rețea de tipul Th_3P_4 fără vacanțe, în care o treime din locurile cationice este ocupată de atomii de plumb.

Materialele în intervalul Ln_3Te_4—Ln_2Te_3 reprezintă soluții solide lacunare, în intervalul Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4 — soluții solide de substituție, în intervalul Ln_2Te_3—Ln_2PbTe_4 ca și în interiorul triunghiului de concentrație — soluții solide lacunare și de substituție.

Sinteza materialelor s-a realizat din elemente în fiole de cuarț vidate. Pentru toate materialele obținute, cu ajutorul razelor X s-au determinat distanțele interplanare, parametrul rețelei și densitatea.

Studiul cu raze X s-a efectuat prin metoda pulberilor Debye-Scherrer cu radiație FeKα la instalația URS-60. S-a folosit o cameră RKD ($D=57{,}3$ mm).

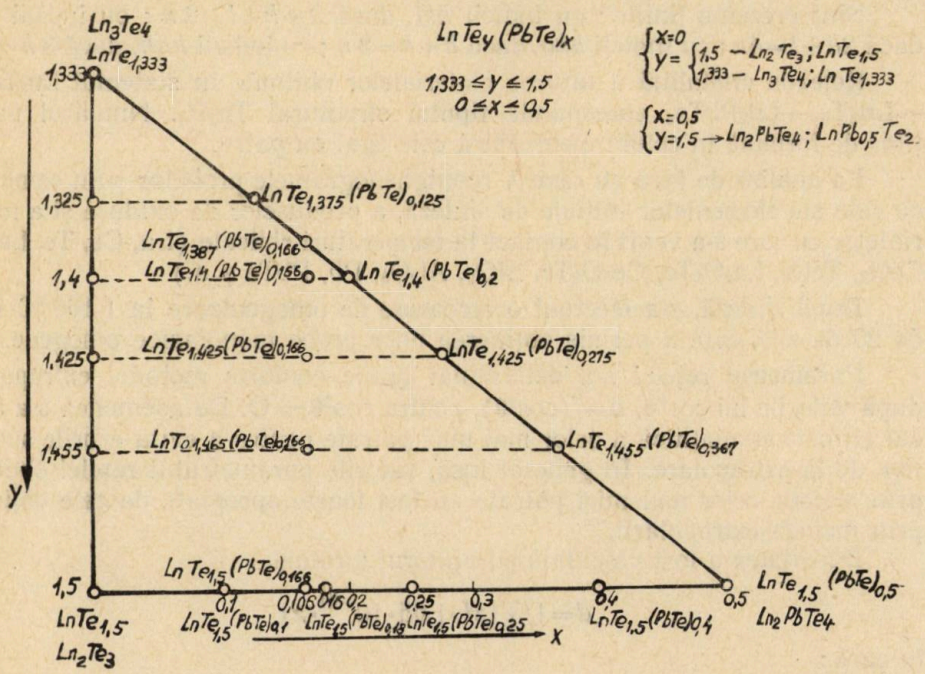


Fig. 5. Domeniul materialelor studiate Ln_2Te_3—Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4.

și proba s-a rotit în timpul expunerii. Raza probei $\rho \sim 0{,}3$ mm. Regimul de lucru a fost: $U=30$ KV, $I=10$ mA și $t=4$ h.

Pentru determinarea mai precisă a distanțelor interplanare și a parametrului rețelei s-a folosit așezarea asimetrică a filmului în cameră (montaj asimetric Straumanis [15]).

Prin această metodă se exclud erorile determinate de imprecizia măsurătorii diametrului camerei și a contracției filmului la prelucrarea fotografică.

Metoda permite folosirea liniilor obținute la unghiuri mari de difracție, ceea ce micșorează și corecția pentru absorbția razelor X de către probă.

Distanța dintre linii s-a măsurat cu ajutorul microscopului comparator IZA-2, cu o precizie minimă de $\pm 0{,}01$ mm. Intensitatea liniilor s-a determinat vizual după o scară cu cinci gradații.

Pentru determinarea precisă a numărului de linii s-au efectuat cîteva difractograme la instalația URS-50 I.

Roentghenogramele materialelor obținute s-au indexat pe baza singoniei cubice. Liniile pe roentghenograme satisfac legile generale de extincție caracteristice grupei spațiale $I\bar{4}3d$.

Sînt prezente liniile : cu indicii *hkl*, dacă $h+k+l=2n$; cu indicii *hhl*, dacă $2h+l=4n$; cu indicii *hko*, dacă $h+k=2n$; cu indicii *hhh*, dacă $3h=4n$.

Rețeaua cristalină a tuturor materialelor obținute în sistemul Ln_2Te_3—Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4 corespunde tipului structural Th_3P_4. Numărul unităților de formulă în celula elementară este egal cu patru.

La analiza de fază cu raze *X* roentghenogramele probelor s-au comparat cu cele ale elementelor inițiale de sinteză, a produselor de oxidare și a materialelor cu care s-a venit în contact la temperaturi ridicate (La, Ce, Te, La_2O_3, CeO_2, TeO_2, La_2O_2Te, Ce_2O_2Te, SiO_2, Al_2O_3, Pb, PbTe ș. a.)

După sinteză, s-a efectuat o recoacere de omogenizare la 1 100 °C timp de 20 de zile, care a permis obținerea unor probe monofazice omogene.

Parametrul rețelei s-a determinat grafic conform metodei extrapolării după valorile lui $\cos^2\theta$, $a=f(\cos^2\theta)$, pentru $\cos^2\theta \to 0$. De asemenea s-a aplicat și metoda analitică a celor mai mici patrate pentru a evita erorile subiective de la extrapolare. În general însă, valorile parametrului rețelei obținute prin metoda celor mai mici pătrate au fost foarte apropiate de cele obținute prin metoda extrapolării.

Densitatea a fost calculată cu ajutorul formulei :

$$d=1/V(M\cdot 1{,}65\cdot 10^{-24}\cdot z)$$

în care :

$V=a^3$ este volumul celulei elementare,

M — greutatea moleculară a materialului,

z — numărul unităților de formulă în celula elementară.

În *tabela 1* se prezintă concentrația teoretică a vacanțelor pe unitate de formulă (V), parametrul rețelei (a) și densitatea (d) atît pentru materialele pe bază de lantan cît și pentru materialele pe bază de ceriu.

În intervalele Ln_2Te_3—Ln_3Te_4, Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4, Ln_2Te_3—Ln_2PbTe_4 și $LnTe_{1,5}$ $(PbTe)_{0,16}$—$LnTe_{1,387}$ $(PbTe)_{0,16}$ parametrul rețelei variază liniar, respectîndu-se regula lui Vegard pentru soluții solide (*fig. 6—13*).

În *tabelele 2* și *3* se prezintă intensitatea și indicii liniilor de interferență precum și distanțele interplanare pentru materialele de la limitele intervalelor studiate. Pentru La_2Te_3, La_2PbTe_4, Ce_2Te_3 și Ce_2PbTe_4 se dau în *tabela 4* valorile $\sin^2\theta$ iar în *figura 14* se arată schemele roentghenogramelor acestor compuși.

Tabela 1

Concentrația vacanțelor, parametrul rețelei și densitatea materialelor studiate.

Interval	$LnTe_y(PbTe)_x$	V	a, Å Ln=La	d, g/cm³ Ln=La	a, Å Ln=Ce	d, g/cm³ Ln=Ce
Ln_3Te_4—Ln_2Te_3	$LnTe_{1,5}$	0,333	9,618	6,54	9,542	6,72
	$LnTe_{1,455}$	0,252	9,620	6,60	9,544	6,79
	$LnTe_{1,425}$	0,192	9,622	6,62	9,545	6,82
	$LnTe_{1,4}$	0,144	9,623	6,65	9,546	6,91
	$LnTe_{1,375}$	0,09	9,625	6,75	9,547	6,97
	$LnTe_{1,333}$	0	9,627	6,87	9,550	7,02
Ln_3Te_4—Ln_2PbTe_4	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,5}$	0	9,834	7,00	9,761	7,10
	$LnTe_{1,455}(PbTe)_{0,365}$	0	9,786	6,90	9,700	7,08
	$LnTe_{1,425}(PbTe)_{0,275}$	0	9,740	6,86	9,668	7,02
	$LeTe_{1,4}(PbTe)_{0,2}$	0	9,718	6,85	9,638	7,11
	$LnTe_{1,375}(PbTe)_{0,125}$	0	9,678	6,87	9,597	7,13
	$LnTe_{1,333}$	0	9,627	6,87	9,550	7,02
Ln_2PbTe_4—Ln_2Te_3	$LnTe_{1,5}$	0,333	9,618	6,54	9,542	6,72
	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,1}$	0,252	9,662	6,65	9,588	6,87
	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,18}$	0,195	9,696	6,82	9,613	6,93
	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,25}$	0,159	9,724	6,87	9,647	6,83
	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,4}$	0,06	9,791	6,93	9,714	7,02
	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,5}$	0	9,834	7,00	9,761	7,10
$LnTe_y(PbTe)_{0,16}$	$LnTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$	0,204	9,686	6,73	9,613	6,93
	$LnTe_{1,455}(PbTe)_{0,16}$	0,129	9,688	6,79	9,614	6,99
	$LnTe_{1,425}(PbTe)_{0,16}$	0,078	9,690	6,84	9,616	7,06
	$LnTe_{1,4}(PbTe)_{0,16}$	0,027	9,691	6,89	9,617	7,09
	$LnTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$	0	9,692	6,92	9,618	7,10

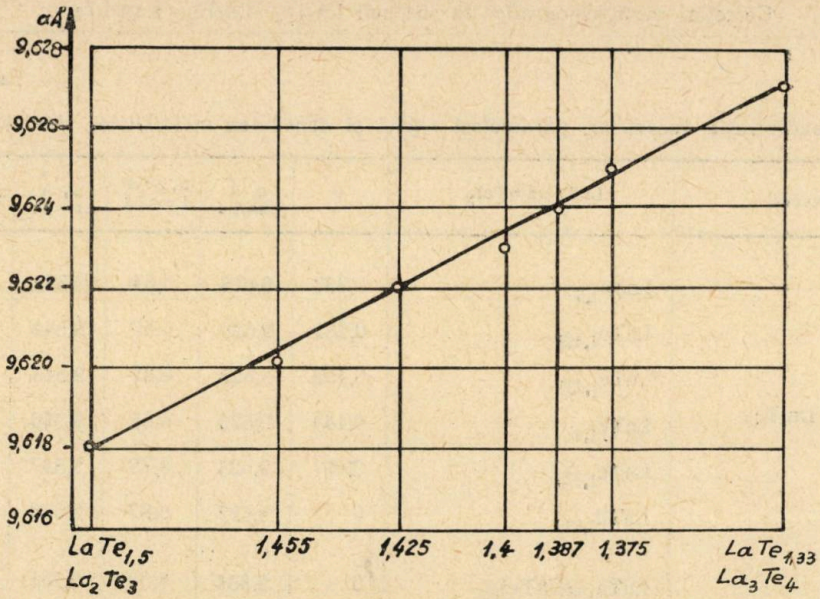


Fig. 6. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul La_2Te_3—La_3Te_4.

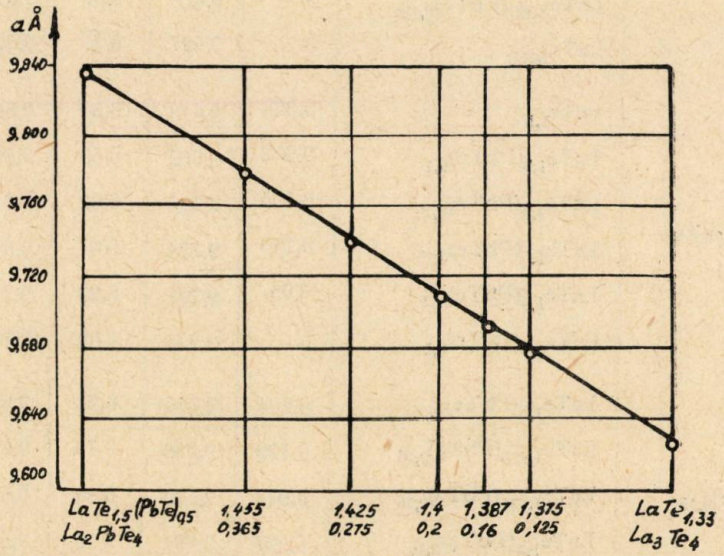


Fig. 7. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul La_3Te_4—La_2PbTe_4.

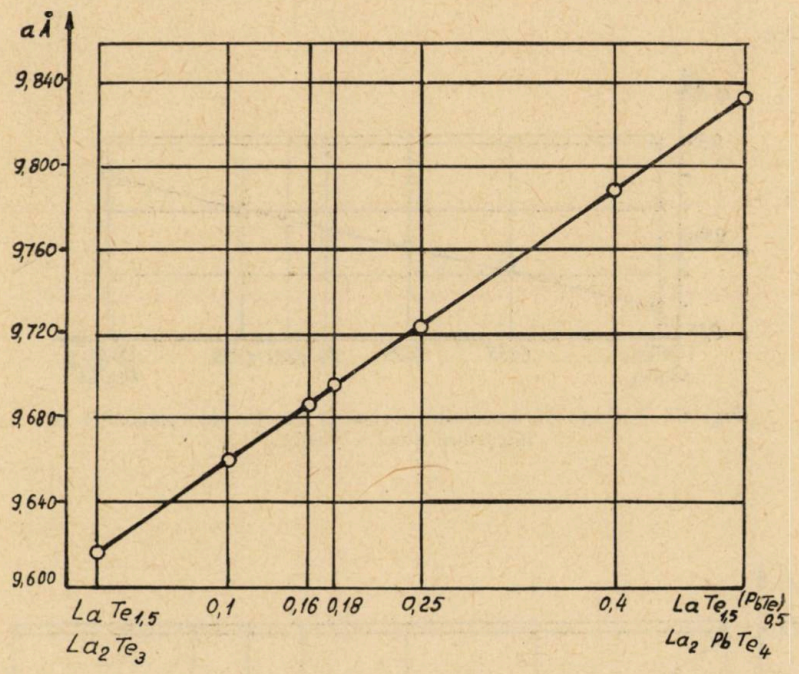


Fig. 8. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul La_2Te_3—La_2PbTe_4.

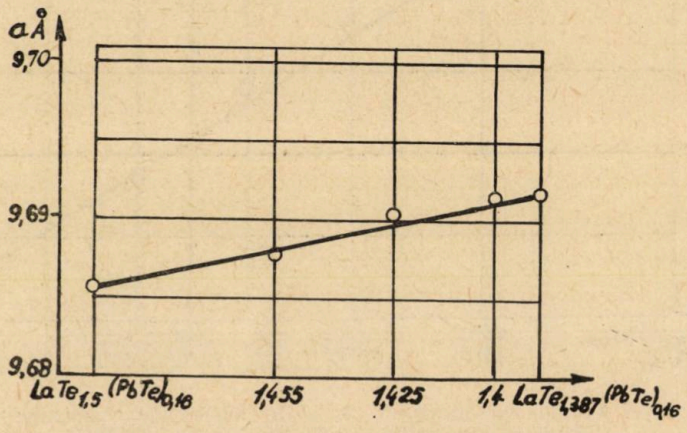


Fig. 9. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul $LaTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$—$LaTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$.

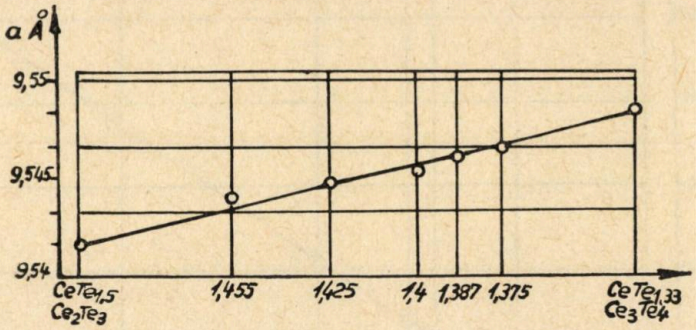


Fig. 10. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul Ce_2Te_3—Ce_3Te_4.

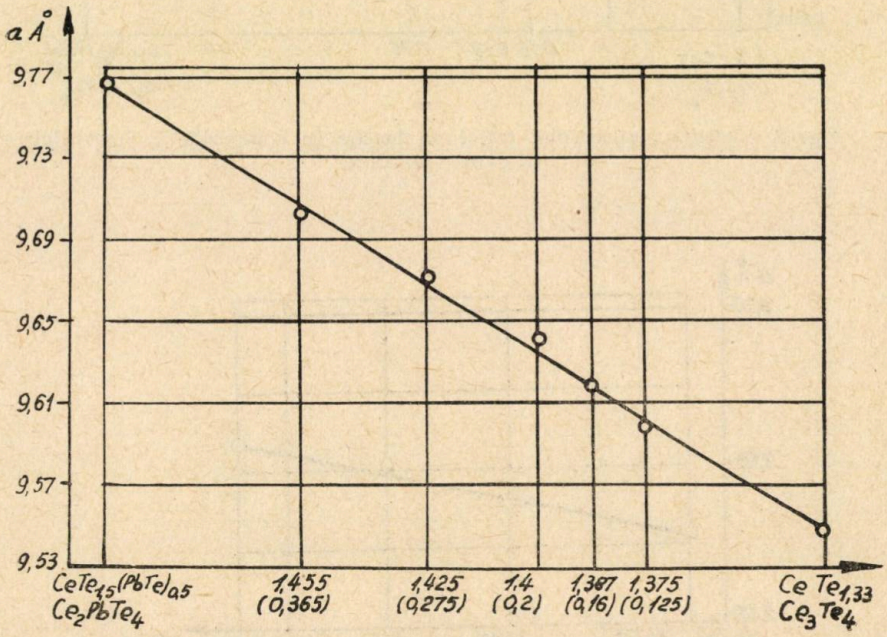


Fig. 11. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în funcție de compoziție în intervalul Ce_3Te_4—Ce_2PbTe_4.

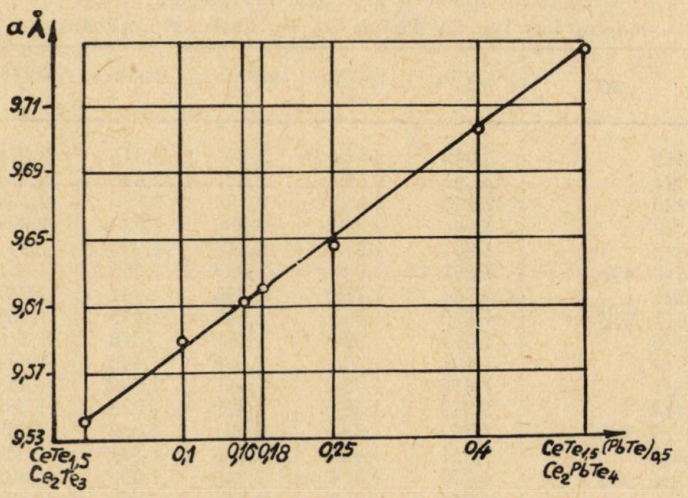


Fig. 12. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul Ce_2Te_3—Ce_2PbTe_4.

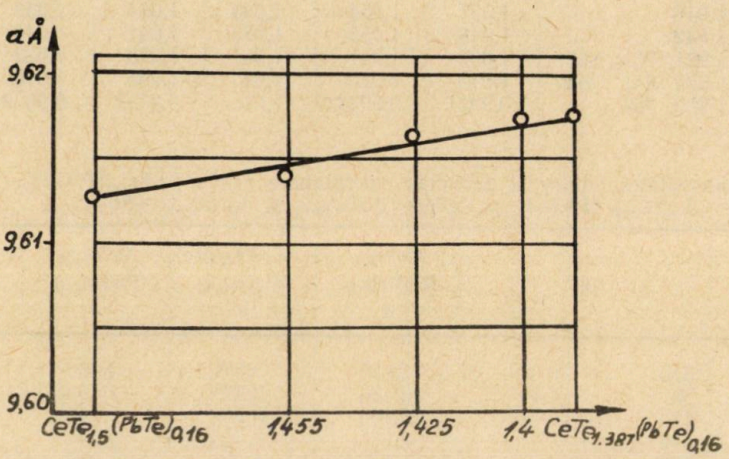


Fig. 13. Variația parametrului rețelei în funcție de compoziție în intervalul $CeTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$—$CeTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$.

Tabela 2

Intestitatea liniilor și distanțele interplanare pentru La_2Te_3, La_3Te_4, La_2PbTe_4, Ce_2Te_3 Ce_3Te_4 și Ce_2PbTe_4

N	I	hKl	La_2Te_3 d	La_3Te_4 d	La_2PbTe_4 d	Ce_2Te_3 d	Ce_3Te_4 d	Ce_2PbTe_4 d
1	5	310	3,042	3,048	3,10	3,015	3,024	3,083
2	5	321	2,561	2,569	2,621	2,546	2,553	2,606
3	2	420	2,148	2,152	2,196	2,133	2,139	2,182
4	2	332	2,046	2,049	2,094	2,035	2,039	2,078
5	3	422	1,961	1,963	2,016	1,936	1,941	1,991
6	3	510, 431	1,887	1,901	1,937	1,865	1,870	1,912
7	1	521	1,756	1,759	1,795	1,741	1,747	1,781
8	4	611, 532	1,560	1,563	1,596	1,549	1,553	1,582
9	3	620	1,519	1,524	1,563	1,510	1,515	1,541
10	3	541	1,482	1,486	1,518	1,470	1,474	1,505
11	1	631	1,418	1,423	1,450	1,409	1,415	1,493
12	2	444	1,389	1,394	1,419	1,383	1,388	1,408
13	1	710, 543	1,359	1,364	1,391	1,352	1,356	1,377
14	1	640	1,331	1,336	1,365	1,321	1,326	1,352
15	4	721, 633	1,310	1,314	1,340	1,296	1,302	1,330
16	2	642	1,284	1,288	1,316	1,276	1,284	1,303
17	1	732, 651	1,221	1,224	1,250	1,209	1,215	1,239
18	1	741	1,183	1,187	1,211	1,172	1,176	1,201
19	2	653	1,148	1,152	1,175	1,140	1,145	1'165
20	3	822, 660	1,133	1,137	1,159	1,126	1,129	1,150
21	3	831, 750, 743	1,117	1,121	1,144	1,109	1,115	1,132
22	3	752	1,089	1,092	1,114	1,080	1,084	1,104
23	1	840	1,076	1,080	1,101	1,066	1,072	1,091
24	2	910	1,061	1,064	1,086	1,054	1,058	1,078
25	2	842	1,048	1,052	1,073	1,041	1,046	1,064
26	5	921, 761,, 655	1,038	1,041	1,061	1,028	1,033	1,052
27	5	930, 851 754	1,013	1,016	1,037	1,006	1,010	1,029
28	4	932, 763	0,9921	0,9932	1,016	0,9835	0,9839	1,007

Tabela 3

Intensitatea liniilor și distanțele interplanare pentru $LaTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$, $LaTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$, $CeTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$ și $CeTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$

N	I	hKl	$LaTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$ d	$LaTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$ d	$CeTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$ d	$CeTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$ d
1	5	310	3,058	3,064	3,038	3,042
2	5	321	2,583	2,589	2,558	2,562
3	2	420	2,162	2,168	2,143	2,147
4	2	332	2,061	2,068	2,041	2,045
5	3	422	1,977	1,981	1,957	1,961
6	3	510, 431	1,902	1,903	1,884	1,888
7	1	521	1,768	1,772	1,751	1,755
8	4	611, 532	1,572	1,577	1,558	1,561
9	3	620	1,531	1,536	1,515	1,518
10	3	541	1,495	1,499	1,479	1,432

N	*I*	*Hkl*	$LaTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$ *d*	$LaTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$ *d*	$CeTe_{1,5}(PbTe)_{0,16}$ *d*	$CeTe_{1,387}(PbTe)_{0,16}$ *d*
11	1	631	1,429	1,433	1,414	1,417
12	2	444	1,398	1,402	1,386	1,389
13	1	710, 543	1,370	1,374	1,355	1,358
14	1	640	1,343	1,347	1,327	1,330
15	4	721, 633	1,319	1,323	1,308	1,311
16	2	642	1,294	1,298	1,281	1,284
17	1	732, 651	1,230	1,234	1,219	1,222
18	1	741	1,192	1,196	1,179	1,182
19	2	653	1,157	1,161	1,145	1,148
20	3	822, 660	1,142	1,146	1,129	1,132
21	3	831, 750, 743	1,125	1,129	1,114	1,116
22	3	752	1,097	1,101	1,086	1,088
23	1	840	1,084	1,088	1,074	1,076
24	2	910	1,069	1,073	1,059	1,062
25	2	842	1,056	1,059	1,046	1,048
26	5	921, 761, 655	1,045	1,048	1,036	1,037
27	5	930, 851, 754	1,021	1,023	1,011	1,013
28	4	932, 763	0,9989	0,9992	0,9918	0,9921

Tabela 4

Intesitatea liniilor și valorile $\sin^2\theta$ pentru La_2Te_3, La_2PbTe_4, Ce_2Te_3 și Ce_2PbTe_4

N	*I*	La_2Te_3 $\sin^2\theta$	La_2PbTe_4 $\sin^2\theta$	Ce_2Te_3 $\sin^2\theta$	Ce_2PbTe_3 $\sin^2\theta$
I	5	0,1014	0,09765	0,1032	0,0992
2	5	0,1433	0,1366	0,1447	0,1381
3	2	0,2033	0,1945	0,2050	0,1970
4	2	0,2240	0,2139	0,2265	0,2172
5	3	0,2440	0,2309	0,2503	0,2367
6	3	0,2636	0,2500	0,2697	0,2567
7	1	0,3043	0,2912	0,3096	0,2958
8	4	0,3855	0,3691	0,3911	0,3750
9	3	0,4066	0,3841	0,4115	0,3950
10	3	0,4271	0,4072	0,4342	0,4142
11	1	0,4667	0,4375	0,4726	0,4531
12	2	0,4864	0,4660	0,4906	0,4733
13	1	0,5080	0,4850	0,5133	0,4948
14	1	0,5296	0,5035	0,5377	0,5133
15	4	0,5467	0,5225	0,5587	0,5320
16	2	0,5691	0,5418	0,5763	0,5526
17	1	0,6294	0,5920	0,6418	0,6111
18	1	0,6704	0,6398	0,6831	0,6505

N	I	La_2Te_3 $\sin^2\theta$	La_2PbTe_4 $\sin^2\theta$	Ce_2Te_3 $\sin^2\theta$	Ce_2PbTe_4 $\sin^2\theta$
19	2	0,7119	0,6795	0,7220	0,6913
20	3	0,7309	0,6984	0,7399	0,7094
21	3	0,7520	0,7170	0,7624	0,7323
22	3	0,7912	0,7560	0,8044	0,7698
23	1	0,8104	0,7741	0,8256	0,7882
24	2	0,8335	0,7956	0,8446	0,8074
25	2	0,8543	0,8149	0,8658	0,8288
26	5	0,8786	0,8335	0,8878	0,8478
27	5	0,9143	0,8725	0,9271	0,8861
28	4	0,9532	0,9090	0,9700	0,9252

Din datele prezentate rezultă că trecerea de la compușii lantanului la compușii ceriului provoacă micșorarea parametrului rețelei cristaline ca

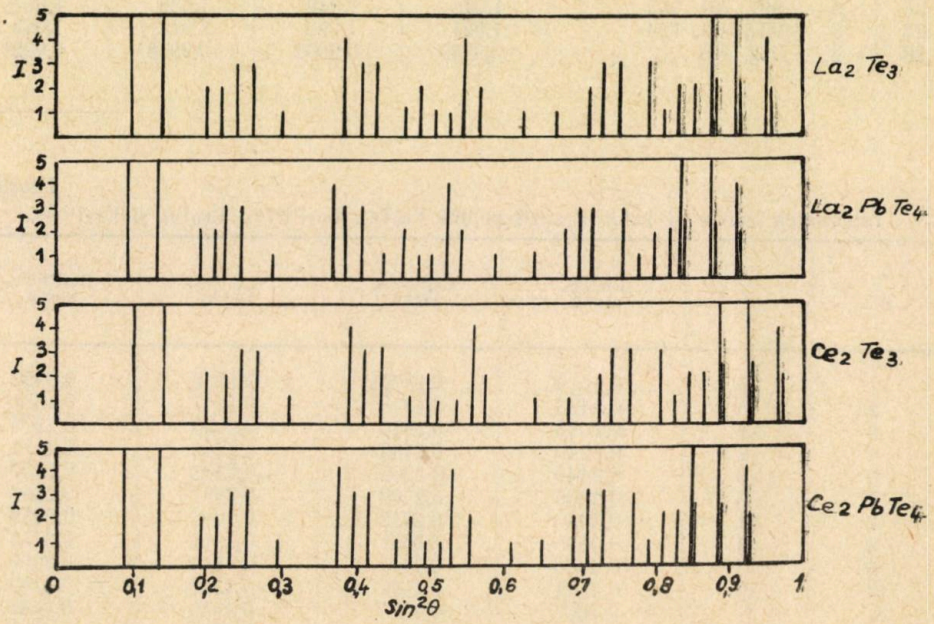


Fig. 14. Schemele roentghenogramelor compușilor La_2Te_3, La_2PbTe_4, Ce_2Te_3 și Ce_2PbTe_4.

urmare a „contracției lantanoidice". Cu cît sarcina electrică a nucleului elementului lantanid este mai mare, electronii vor fi mai puternic atrași spre centru și deci raza atomului va fi mai mică. În consecință, parametrul rețelei

compușilor elementelor lantanide grele va fi mai mic decît parametrul rețelei compușilor elementelor lantanide ușoare.

Trebuie remarcat de asemenea că în domeniul materialelor studiate parametrul rețelei se schimbă foarte puțin. Cea mai mare variație a parametrului rețelei, 2%, se atinge în intervalul Ln_2Te_3—Ln_2PbTe_4, în timp ce proprietățile fizice în acest interval se schimbă foarte mult [14].

BIBLIOGRAFIE

1. J. Flahaut, M. Guittard, M. Patrie a. a., (1965). *Acta Cryst.*, **19**, 14.
2. J. P. Dismukes, J. G. White, (1965).*Inorg. Chem.*, **4**, 7, 970.
3. J. P. Dismukes, J. G. White, (1964). *Inorg. Chem*, **3**, 1220.
4. J. Flahaut, L. Domange, M. Guittard ș. a. (1963). C. R., **257**, 1530.
5. M. Guittard, C. Souleau, H. Farsom, (1964). *C. R.*, **259**, 2847.
6. J. Flahaut, L. Domange, M. Guittard, M. P. Pardo, (1965). *Bull. Soc. Chim. France*, *2*, 326.
7. R. W. G. Wyckoff, (1951). *Crystal structures. Interscience*, N. Y.
8. P. I. Kripiakevici, (1962). *Kristallografia*, **7**, **5**, 686.
9. F. Holtzberg, T. R. Mc. Guire, S. Methfessel, J. C. Suits, (1964). *J. Appl. Phys.*, **35**, *3*, 1033.
10. J. Flahaut, (1960). *Bull. Soc. Chim. France*, *7*, 1282.
11. M. Pardo, J. Flahaut, L. Domange, (1963). *C. R.*, **256**, 953.
12. K. Meisel, (1939). *Z. Anorg. allgem. Chem.*, **240**, 300.
13. * * * (1952—1962). *International tables for X — ray crystallography.* **1—3**, Kynoch Press, Birmingham, England.
14. A. Aloman, (1967). *Obținerea și studierea soluțiilor solide pe baza telururilor de lantan și ceriu.* Dizertație. Institutul Oțelului și Aliajelor. Moscova.
15. M. Straumanis, A. Iervins, (1940). *Die Präzisionsbestimmung von Gitterkonstanten nach der asymmetrischen Methode.* Springer, Berlin.

CONTRIBUȚII LA STABILIREA PROCESELOR ELEMENTARE CE CONTROLEAZĂ TRANSFORMĂRILE IZOTERME LA ÎNCĂLZIREA FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

D. RAȘEEV

I.P.G.G.-București

Se studiază procesele elementare care controlează transformarea feritei în austenită și grafitizarea cementitei (în special a cementitei din perlită). În acest scop, folosind rezultatele cercetărilor experimentale publicate anterior de autor [21], [22], se face o analiză complexă a transformărilor, atît pe baza calculului energiilor de activare, cît și a ecuațiilor izotermelor transformărilor respective [22]. Pe baza parametrilor calculați se ajunge la concluzia că în cazurile studiate transformările sînt în general controlate de difuzia carbonului, procesul elementar care controlează transformarea putîndu-se însă schimba pe măsura desfășurării sale.

La cercetarea cineticei transformărilor izoterme prezintă interes deosebit studierea mecanismului transformării, stabilirea proceselor elementare care o compun și a procesului elementar care controlează transformarea.

Pentru rezolvarea acestor probleme nu s-a elaborat încă o metodologie bine stabilită. De multe ori problemele mecanismului transformărilor și a procesului elementar care o controlează s-au studiat pe baza unor considerații abstracte și a analizei calitative a unor factori care au influențe indirecte asupra acestuia. S-au făcut generalizări și s-au elaborat chiar și teorii cu caracter de generalitate. Se consideră că astfel de metode au caracter de empirism, pot duce la greșeli și că problemele mecanismului și cineticei transformărilor pot fi rezolvate în mod corespunzător numai pe baza unor dependințe cantitative.

Totodată trebuie avut în vedere că procesul elementar care controlează un proces complex, se poate schimba în cursul desfășurării procesului sau în funcție de condițiile exterioare și particularitățile procesului de transformare.

Se vor cerceta transformările caracteristice pentru fontele cu grafit nodular și anume formarea austenitei din ferită în prezența grafitului no-

dular și grafitizarea cementitei, pentru care se va încerca să se determine procesele elementare care le controlează pe baza calculului parametrilor cinetici ai transformărilor și ai proceselor de difuzie, folosind în acest scop datele obținute pe baza cercetărilor experimentale date în lucrările [21], [18], [20], [22].

1. PROCESUL DE AUSTENITIZARE

Transformarea perlitei în austenită este puțin influențată de prezența grafitului și în consecință nu diferă substanțial de transformarea respectivă la oțeluri, suficient studiată în literatura de specialitate.

De aceea se va studia în special formarea austenitei din ferită în prezența grafitului nodular.

Transformarea feritei în austenită la fonte cu grafit nodular are la bază următoarele procese elementare [14] :

1. Formarea centrelor de recristalizare a austenitei pe suprafețele de separație grafit-ferită (sau între granulele de ferită).
2. Dizolvarea carbonului din grafit în austenită (sau în ferită).
3. Difuzia ionilor de carbon prin austenită spre ferită ca urmare a gradientului potențialului chimic (în speță a concentrației).
4. Recristalizarea feritei în austenită.
5. Completarea «locurilor goale» rămase în urma dizolvării grafitului [2], [4].

Transformarea este deci un proces complex, care poate fi controlată (limitată) de unul din procesele elementare. De obicei se consideră că acel proces limitează transformarea, a cărei energie de activare este apropiată de energia de activare a procesului studiat, calculată din relația :

$$V = A \exp. \left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{1}$$

în care

V — viteza procesului $[T]^{-1}$
A — coeficient preexponențial ce nu depinde de temperatură $[T]^{-1}$,
R — constanta gazelor (cal/mol °K),
Q — energia de activare (ccal/mol),
T — temperatura absolută (°K).

Pe baza acestei relații se calculează de fapt energia de activare efectivă, care este o caracteristică integrală, dependența de energiile de activare a tuturor treptelor procesului.

1.1. *Metodologia de calcul a energiei de activare a transformării feritei în austenită la fontele cu grafit nodular.*

Se admit următoarele ipoteze de calcul, curent acceptate în calculul energiei de activare (13).

a. Nodulele de grafit sînt uniform repartizate în masa metalică de bază (matrice) și au dimensiuni constante.

b. Masa metalică de bază este omogenă ; nu se ia în considerație licvația, influența structurii granulare a matricei etc.

c. Variația concentrației în carbon a austenitei este liniară.

d. Transformarea feritei în austenită începe de la nodulele de grafit uniform repartizate în masa metalică de bază. Frontul de recristalizare se deplasează după o suprafață sferică a cărei rază crește continuu și se termină cu transformarea feritei ce se găsește la mijlocul distanței între granulele de grafit. Această imagine geometrică idealizată nu ține seama în special de faptul că în momentul în care sferele frontului de recristalizare se ating, transformarea este frînată.

e. În intervalul de temperaturi pentru care se determină energia de activare, raportul între vitezele diferitelor procese elementare nu se schimbă apreciabil, deci la toate temperaturile transformarea este controlată de aceleași procese elementare. Ultima ipoteză de calcul, deși este implicit acceptată în literatura de specialitate prin însăși metodologia de calcul a energiei de activare, nu este scoasă în evidență și luată în considerație în discutarea rezultatelor, ceea ce limitează valabilitatea concluziilor care se trag.

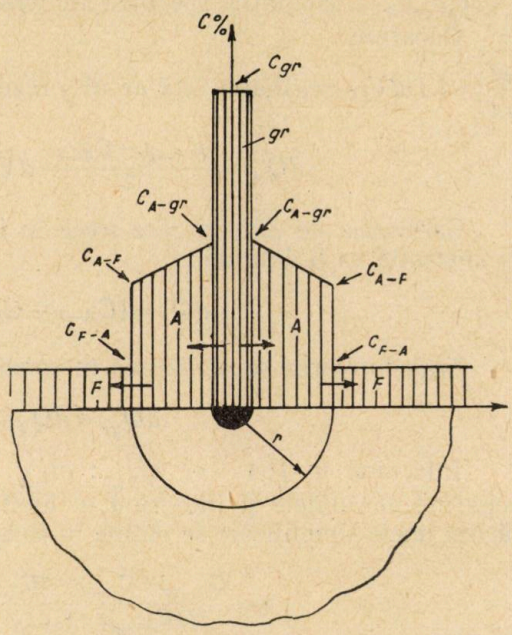


Fig. 1. Schematizarea variației concentrației în carbon în diferite faze, în timpul transformării feritei în austenită.

Transformarea izotermă a feritei și a grafitului în austenită corespunde unei transformări cu difuzie reactivă în care o fază (austenită) crește pe seama altor două faze (ferită și grafit). În timpul procesului de transformare concentrațiile elementului care difuzează (carbonul) pe suprafețele de separație ale fazelor sînt date în diagrama din *figura 1.*

Cantitatea de carbon care difuzează de la o nodulă de grafit (se neglijează modificarea razei nodulei) va fi dată, conform primei legi a lui Fick, de relația :

$$dQ_{gr} = D \frac{C_{A-gr} r - C_{A-F}}{r - r_o} 4\pi r_o^2 d\tau \tag{2}$$

în care

r_0 — raza nodulei de grafit,
r — raza sferei în care structura este austenitică.

Celelalte notații rezultă din *figura 1.*

Cantitatea de carbon care va rămîne în austenită va fi dată de :

$$dQ_A = \frac{C_{A-gr} r - C_{A-F}}{2} \left(\frac{\rho_f}{\rho_A} dV_f - \frac{\rho_{gr}}{\rho_A} dV_{gr} \right) \tag{3}$$

în care :

$\rho_f \rho_{gr} \rho_A$ — greutățile specifice ale feritei, grafitului și austenitei.

Deoarece

$\frac{\rho_f}{\rho_A} \simeq 1$; dV_{gr} neglijabil față de dV_f rezultă

$$dQ_A = \frac{C_{A-gr} - C_{A-F}}{2} dV_f = \frac{C_{A-gr} - C_{A-F}}{2} \cdot \tag{4}$$

Cantitatea de carbon care trece în ferită determinînd transformarea ei în austenită va fi dată de :

$$dQ_F = (C_{A-F} - C_{F-A}) 4\pi r^2 dr. \tag{5}$$

Transformarea se realizează în condițiile în care :

$$dQ_{gr} = dQ_A + dQ_F. \tag{6}$$

Inlocuind în (6) pe dQ_{gr}; dQ_A și dQ_F date în (2((4) și (5), separînd variabilele și integrînd în limitele de la r_0 la r și de la 0 la τ și făcînd unele simplificări se obține în final [13] din care rezultă :

$$\tau = \frac{C_{A-gr} + C_{A-F} - 2C_{F-A}}{2(C_{A-gs} r - C_{A-F})} \cdot \frac{1}{D} \cdot \frac{1}{12} \left(\frac{r^4}{r_0^2} - r_0^4 \right) \tag{7}$$

$$\tau = \frac{F(x)}{\Phi(C)} D^{-1} \tag{8}$$

în care :

$$F(x) = \frac{1}{12} \left(\frac{r^4}{r_0^2} - r_0^4 \right) \tag{9}$$

depinde numai de r și r_o și nu depinde de temperatură și

$$\Phi(C)=\frac{2(C_{A-gr}C_{A-g}}{C_{A-gr}+C_{A-F}-2C_{F-A}} \tag{10}$$

care depinde de temperatură.

In concluzie relația (8) dă durata transformării izoterme prin difuzie în austenită la fontă cu grafit nodular.

Pentru a calcula energia de activare a procesului de transformare izotermă a feritei în austenită la fonte cu grafit nodular, trebuie stabilită dependența vitezei procesului de temperatură. Viteza procesului poate fi exprimată prin timpul necesar formării unui strat de grosime unitară deci :

$$V_p=\frac{1}{\tau}=\frac{D\cdot\Phi(C)}{F(x)} \tag{11}$$

în care coeficientul de difuzie este dat de relația bine cunoscută

$$D=A_D\exp.\left(-\frac{Q_D}{RT}\right), \tag{12}$$

deci :

$$\frac{1}{\tau}=\frac{A_D\cdot\Phi(C)}{F(x)}\exp.\left(-\frac{Q_D}{RT}\right) \tag{13}$$

sau

$$\frac{1}{\tau_1}=\frac{1}{\tau\cdot\Phi(C)}A\cdot\exp.\left(-\frac{Q_D}{RT}\right) \tag{14}$$

în care :

$$\frac{A_D}{F(x)}=A;$$

Deoarece factorul $\varphi\ (C)$ depinde de temperatură, rezultă că folosirea relației (1) pentru calcularea energiei de activare a procesului duce la valori greșite.

În funcție de procesul studiat, factorii care intră în componența coeficientului preexponențial pot fi dependenți de C sau x. De aceea folosirea de unii autori a relației (1) pentru studiul unor transformări complexe, fără o analiză mai amănunțită a fenomenelor. poate duce la concluzii greșite.

În consecință folosind relația (14) se poate calcula cu destulă precizie energia de activare Q_D a procesului.

Calculul poate fi efectuat și pe o altă cale :

Se poate accepta ca :

$$\Phi(C)=A_c\exp.\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \tag{15}$$

înlocuind (15) în (14) se obține :

$$\frac{1}{\tau} = A \cdot A_c \exp.\left(-\frac{Q_D}{RT}\right) \cdot \exp.\left(-\frac{Q_c}{RT}\right). \tag{16}$$

Notînd : $A.A = A_1$; rezultă :

$$\frac{1}{\tau} = A_1 \exp.\left(-\frac{Q_D+Q_c}{RT}\right). \tag{17}$$

Din comparația relațiilor (17) și (1) rezultă că :

$$Q = Q_D + Q_c \tag{18}$$

în care : Q_c este energia de recristalizare.

In consecință calculînd Q după relația (1) și Q_c după relația (15) se obține prin diferență Q_D .

1.2. *Calcularea energiei de activare pe baza datelor experimentale*

Pentru calcularea energiei de activare în cazul transformării feritei în austenită se vor folosi datele obținute în urma încercărilor experimentale [22], [21], respectiv rezultatele transformării feritei în austenită, fixate prin răcirea probelor la aer, deoarece, acestea fixează transformarea corespunzătoare obținerii unei austenite saturate.

Din relația (14) rezultă prin logaritmare

$$\lg \frac{1}{\tau \cdot \Phi(C)} = \lg A - \frac{Q_D}{RT} \lg e. \tag{19}$$

Calculele sînt date în *tabela 1.*

Tabela 1

t °C	T °K	$\frac{1}{T} \times 10^4$ °K^{-1}	C_{A-F} %	C_{A-gr} %	$\Phi(C)$	τ min.	$\tau_1 = \Phi(C)$ min	$\frac{1}{\tau_1}$	$\lg \frac{1}{\tau_1}$
950	1 223	8,177	0,10	0,75	1,53	20	30,6	0,0326	−1,48678
900	1 173	8,523	0,20	0,68	1,09	50	54,5	0,0183	−1,73755
875	1 148	8,710	0,25	0,65	0,89	90	80	0,0125	−1,90309

Observație. Valorile pentru C_{A-F} și C_{A-gr} s-au luat din secțiunea verticală a diagramei Fe-C-Si pentru Si = 2,4% [19].

Folosind aceste date s-a construit anamorfoza 1 din *figura 2*, obținîndu-se ca valoare medie $Q_D = 37000$ cal/mol. Ea poate fi considerată în limitele erorilor de calcul, egală cu energia de activare la difuzia carbonului în

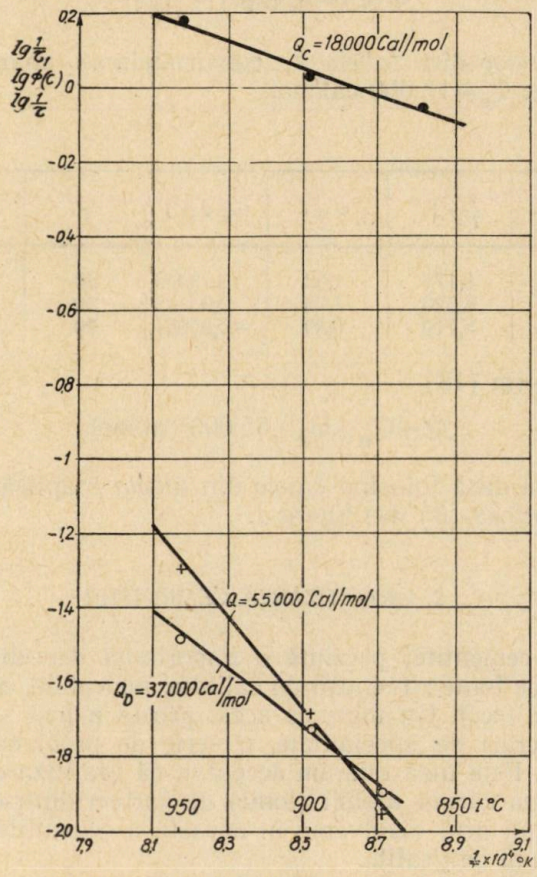


Fig. 2. Anamorfoza parametrilor cinetici ai transformării feritei în austenită, la fontele cu grafit nodular :

1 — calculul energiei de activare Q_D a procesului care controlează transformarea; *2* — calculul energiei de recristalizare QC; *3* — calculul energiei aparente a transformării Q.

austenită, egală după [24] cu 35 000 cal/mol. Energia de activare pentru autodifuzia fierului este, conform datelor din literatura de specialitate, mai mare ($\simeq$ 70 000 cal/mol). Rezultă deci că transformarea este controlată de difuzia carbonului, autodifuzia atomilor de fier legată de dizolvarea grafitului

în austenită este neînsemnată, neputînd limita procesul de transformare.

Dacă conform (15) se admite

$$\Phi(C) = A_c \exp.\left(-\frac{Q_c}{RT}\right).$$

Conform datelor din *tabela 2*, construindu-se anamorfoza (2) din *figura 1*, se obține $Q_c = 18\,000$ cal/mol.

Tabela 2

t °C	T °K	$\frac{1}{T} \times 10^4$	$\Phi(C)$	$\log \Phi(C)$	τ	$\frac{1}{\tau}$	$\log \frac{1}{\tau}$
950	1 223	8,177	1,52	0,18469	20	0,05	−1,30103
900	1 173	8,523	1,09	0,03743	50	0,02	−1,69897
875	1 148	8,710	0,89	−0,05061	90	0,114	−1,95472

Rezultă conform (18)

$$Q = Q_0 + Q_c = 55\,000 \text{ cal/mol}$$

ceea ce se verifică dacă folosind datele din *tabela 2* aplicăm relația (16) și construim anamorfoza (3) din *figura 1*.

2. GRAFITIZAREA CEMENTITEI

Grafitizarea cementitei prezintă o importanță deosebită la elaborarea diferitelor tipuri de fonte: (cenușii de calitate, maleabile, modificate, fontele cu grafit nodular. etc.). Cu toate că acest proces a fost studiat și cercetat în numeroase lucrări de specialitate, o serie de probleme n-au fost încă complet lămurite. Este însă unanim acceptat, că grafitizarea este un proces de difuzie, în urma căruia atomii (ionii) de carbon dintr-o soluție (lichidă sau solidă) obținuți prin dizolvarea în aceasta a cementitei, se adună dînd naștere la inclusiuni de grafit.

Treptele elementare ale procesului sînt [19]:

1) disocierea, descompunerea cementitei,

2) dizolvarea carbonului,

3) difuzia carbonului în soluție ca urmare a gradientului potențialului termodinamic (în speță a concentrației),

4) cristalizarea carbonului sub forma de grafit pe anumite centre de cristalizare (modul cum se formează acestea fiind una din problemele controversate),

5) formarea „locurilor goale" pe suprafața grafitului și completarea „locurilor goale" rămase pe suprafața cementitei (mecanismul și influența acestui proces asupra grafitizării fiind o altă problemă controversată).

Forța motrică a procesului de grafitizare este gradientul potențialului termodinamic ce rezultă din faptul că soluția solidă pe suprafața de separație cu grafit este stabilă și deci are o activitate mai mică.

De obicei se admite că viteza unui proces comlex este determinată de viteza procesului elementar, a cărui viteză este cea mai mică. Acest lucru este valabil numai dacă această viteză este mult mai mică decît viteza celorlalte procese elementare. In celelalte cazuri viteza transformării depinde de vitezele tuturor proceselor componente, așa cum pare să se producă în cazul grafitizării [14].

Cu toate că pentru stabilirea procesului elementar care controlează grafitizarea s-au făcut valoroase cercetări teoretice și practice [1], [7], [8], [14], [15], [10], [11], [16], pînă în prezent problema nu a fost încă complet lămurită.

In cele ce urmează se va calcula, folosind datele cercetărilor experimentale efectuate de autor, energia de activare a procesului de grafitizare, iar în final se va cerceta procesul elementar care controlează grafitizarea, luîndu-se însă în considerație și alte criterii.

Este necesar de precizat că la fonte cu grafit nodular, la care se studiază transformările la încălzire în stare solidă, în structură există întotdeauna nodule de grafit.

Masa metalică de bază la aceste fonte poate fi perlitică, perlit-feritică sau feritică. Cementită liberă poate fi prezentă numai în unele cazuri alături de nodulele de grafit, de exemplu la piesele turnate în cochilă (centrifugal) sau în unele cazuri speciale [19]. In consecință prezintă interes examinarea problemelor menționate în condițiile existenței nodulelor de grafit, cînd nu se pune problema formării centrelor de grafizare, grafitul depunîndu-se cu prioritate pe nodulele existente de grafit.

2.1. *Calculul energiei de activare pe baza datelor experimentale*

In cadrul încercărilor practice [22], [21] s-a cercetat grafitizarea cementitei libere în cazul unei structuri pestrițe, precum și grafitizarea cementitei din perlită (a structurii cu 100% perlită).

Incercările făcute privind grafitizarea structurilor pestrițe nu pot fi folosite pentru calculul energiei de activare, deoarece ele redau numai fazele finale ale procesului de grafitizare. In schimb încercările privind grafitizarea cementitei din perlită, cuprind întregul proces de grafitizare și pot fi folosite în scopul propus.

Pe baza acestor încercări se va calcula energia de activare Q dată de relația (1). Rezultatele calculelor sînt date în *tabela 3.*

Tabela 3

t °C	T °K	$\frac{1}{T} \times 10^4$	τ min	$\frac{1}{\tau}$ min^{-1}	$\lg \frac{1}{\tau}$
750	1 023	9,970	60	0,01667	−1,77728
700	973	10,277	180	0,00555	−2,25571
650	923	10,834	600	0,00167	−2,77728

Folosind aceste date s-a construit anamorfoza din *figura 3* obținîndu-se valoarea medie $Q = 54\,000$ cal/mol comparabilă cu cea obținută pentru transformarea feritei în austenită. Conform (18) ea reprezintă energia de activare Q_D a procesului de grafitizare și Q_c de recristalizare. Rezultă că Q_D va fi

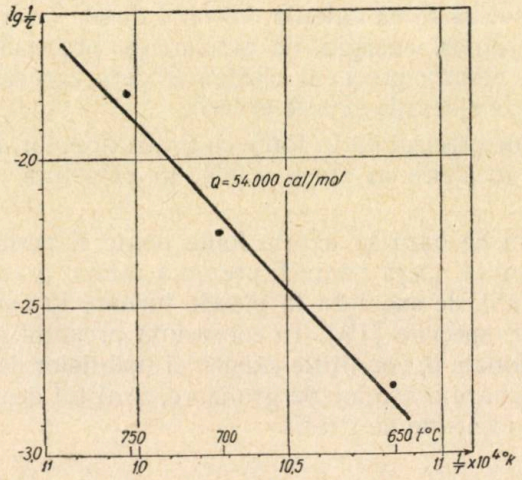


Fig. 3. Anamorfoza pentru calculul energiei de activare Q cal/mol la grafitizarea cementitei din perlită.

în orice caz mai mic decît energia de activare pentru autodifuzia fierului ($\simeq 70\,000$ cal/mol) și deci procesul elementar care controlează grafitizarea este probabil tot difuzia carbonului.

3. IZOTERMELE AUSTENITIZĂRII ȘI GRAFITIZĂRII

Cercetările făcute de unii autori [1], [7], [8], [9], [10], [16] au permis să se stabilească unele dependențe între parametrii cinetici ai ecuațiilor grafitizării izoterme, în special la fontele albe și procesele elementare ale transfor-

mării respective. În lucrarea [22] autorul a stabilit ecuațiile transformărilor izoterme la încălzirea (austenitizarea și grafitizarea) la fontele cu grafit nodular. Folosind datele experimentale din lucrările [20] și [21], completate cu alte încercări, s-au calculat parametrii cinetici ai transformărilor respective.

Rezultatele obținute sînt date în *tabela 4.*

Spre deosebire de ecuațiile stabilite de alți cercetători, în lucrarea [22] autorul, așa cum rezultă din *tabela 4,* a stabilit ecuațiile austenitizării (structura inițială feritică) și grafitizării la fontele cu grafit nodular, folosind drept parametru al transformării, în afară de transformări microstructurale și variația durității. Ținînd seama de cele arătate anterior rezultă că din examinarea parametrilor cinetici stabiliți pe baza transformărilor microstructurale, se pot trage unele concluzii suplimentare privind procesele elementare care controlează transformările respective.

4, DISCUȚII ȘI CONCLUZII FINALE

Folosind rezultatele încercărilor experimentale efectuate de autor [21], [22] s-a găsit că energia de activare a procesului de transformare a feritei în austenită (14) este $Q_D = 37\,000$ cal/mol, iar energia de recristalizare a aceleiași transformări (15) este $Q_c = 18\,000$ cal/mol. Pe această bază se ajunge la concluzia că procesul de austenitizare este controlat de difuzia carbonului.

Pornind de la considerente similare se ajunge la concluzia că procesul de grafitizare a cementitei secundare din perlită este de asemenea controlat de difuzia carbonului.

O imagine mai completă a transformării se obține însă dacă se interpretează și ecuațiile izotermelor transformărilor respective [22] date în *tabela 2.*

Într-adevăr, din examinarea parametrilor cinetici ai transformărilor respective rezultă următoarele :

1. În cazul transformării feritei în austenită nesăturată, coeficientul cinetic $b > 2$. Aceasta indică că transformarea este controlată de difuzia carbonului [14], [13].

2. În cazul transformării feritei în austenită nesăturată la temperaturi $t \leqslant 900$ °C coeficientul $b < 2$. Totodată scăderea coeficientului b cu temperatura arată că se schimbă raportul între vitezele proceselor elementare. Rezultă deci că concluzia care s-a tras pe baza calculării energiei de activare a procesului ($Q = 37\,000$ cal/mol) și anume că austenitizarea este controlată de difuzia carbonului, nu se poate accepta fără rezerve. Dacă se ține seama de cele menționate anterior, că transformarea feritei în austenită nesaturată este controlată de difuzia carbonului, se poate accepta că saturația austenitei în carbon nu mai este controlată de difuzia carbonului, ci de dizolvarea

Tabela 4

Ecuațiile izotermelor transformărilor de faze la încălzire la fontele cu grafit nodular

Parametrul	Funcția de bază	Temperature transformărilor izoterme, °C	Valoarea parametrului cinetic			
			a $[T]^{-1}$	b	A sau B $[T]^{-1}$	Q_a sau Q_b cal/mol
1	2	3	4	5	6	7
	Izotermele transformării feritei în austenită nesaturată					
Microstructură	$W_A = 1 - \exp.(-a\tau^b)$	950	$9 \cdot 10^{-2}$	2,5	–	–
	$a = A \exp.\left(-\frac{Q_A}{RT}\right)$					
	$b = B \exp.\left(-\frac{Q_B}{RT}\right)$	900	$6 \cdot 10^{-2}$	2,1	–	–
	Izotermele transformării feritei în austenită saturată					
Microstructură	$W_A = 1 - \exp.(-a_\tau{}^b)$	950	$7 \cdot 10^{-2}$	2,4	$A = -2{,}5 \cdot 10^{-12}$	$Q_a = -60\,000$
	$a = A \exp.\left(-\frac{Q_A}{RT}\right)$	900	$3 \cdot 10^{-1}$	1,2		
	$b = B \exp.\left(\frac{Q_B}{RT}\right)$	875	$2 \cdot 10^{-1}$	0,7	$B = 3{,}1 \cdot 10^{-8}$	$Q_b = 46\,000$
Duritate	$H_A = (H_{Af} - H_{AO})[1 - \exp.(-a\tau^b)] + H_{AO}$	950	$4 \cdot 10^{-2}$	2,1	$A = -6 \cdot 10^{-5}$	$Q_a = -16\,000$
	$a = A \exp.\left(-\frac{Q_A}{RT}\right)$	900	$6 \cdot 10^{-2}$	1,2		
	$b = B \exp.\left(-\frac{Q_B}{RT}\right)$	875	$6 \cdot 10^{-2}$	1,0	$B = 1{,}8 \cdot 10^{-5}$	$Q_b = 28\,090$

Izotermele grafitizării cementitei libere și cementitei din perlită

Microstructura	$W_C = \exp.(-a\tau^b)$	950	$6 \cdot 10^{-2}$	0,8		
		900	$5{,}4 \cdot 10^{-2}$	0,8		
	$a = A \exp.\left(-\frac{Q_A}{RT}\right)$	850	$3{,}7 \cdot 10^{-5}$	2,2		
		(W_C=94...50%)			$A = 6 \cdot 10^4$	Q_A=33 000
	$b = B \exp.\left(-\frac{Q_B}{RT}\right)$	850	$1{,}8 \cdot 10^{-2}$	0,8		
		(W_C=50...14%)				
		750	$1{,}8 \cdot 10^{-3}$	2,2	$A = 10^{25}$	Q_A=132 000
		700	$3{,}7 \cdot 10^{-5}$	2,3		
		650	$1{,}2 \cdot 10^{-6}$	2,4		
Duritate	$H_C = (H_{CO} - H_{Cf}) \exp.(-a\tau^b) + H_{Cf}$	950	$9 \cdot 10^{-4}$	1,9		
		900	$1{,}9 \cdot 10^{-4}$	1,9	$A = 2 \cdot 10^{-3}$	Q_A=92 000
	$a = A \exp.\left(-\frac{Q_A}{RT}\right)$	850	$3{,}7 \cdot 10^{-8}$	3,5		
		(W_C=94...50%)				
	$b = B \exp.\left(-\frac{Q_B}{RT}\right)$	850	$2{,}8 \cdot 10^{-5}$	2,0		
		(W_C=50...14%)				
		750	10^{-2}	1,4	$A = 7 \cdot 10^{-7}$	Q_A=46 000
		700	$4{,}6 \cdot 10^{-3}$	1,3		
		650	$8{,}2 \cdot 10^{-4}$	1,3		

grafitului. Procesul care controlează transformarea se schimbă deci pe măsura desfășurării transformării (la început difuzia carbonului și la sfîrșit dizolvarea grafitului).

3. În cazul grafitizării cementitei libere s-a folosit fonta cu grafit nodular cu structura pestriță. Datele experimentale au redat numai sfîrșitul grafitizării acesteia, după ce 50% din cantitatea inițială din cementită a fost grafitizată ($W_C = 50 \ldots 100\%$). Pentru această etapă a transformării, în cazul cercetării microstructurale s-a obținut $b \simeq 1$; ceea ce indică că procesul care controlează sfîrșitul grafitizării este dizolvarea cementitei. Totodată dacă se au în vedere rezultatele obținute pentru izoterme de 850°C : pentru $W_C = 14—50\%$, $b = 0{,}8$ și pentru $W_C = 50—94\%$, $b = 2{,}2$, rezultă că în prima perioadă grafitizarea este controlată de difuzia carbonului.

4. Din examinarea parametrilor cinetici în cazul grafitizării cementitei din perlită ($b > 2$) rezultă că acest proces este controlat de difuzia carbonului. Concluzia concordă cu cea rezultată din calculul energiei de activare. Faptul că în acest caz dizolvarea cementitei nu controlează transformarea, poate fi explicat dacă se ține seama de următoarele :

a) cementita din perlită este mult mai dispersă ca cementita liberă și deci trece mai ușor în soluție,

b) ferita se saturează foarte ușor în carbon, putînd dizolva un procent mult mai scăzut de carbon ca austenita ; deci se poate dizolva pînă la saturare o cantitate mult mai mică de carbon.

Nu se poate exclude eventualitatea ca dizolvarea cementitei să controleze transformarea la etapele finale ale acesteia, cînd mai rămîne sub 5% perlită netransformată.

5. La grafitizarea cementitei din perlită parametrul cinetic b este independent de temperatură, ceea ce concordă cu rezultatele obținute și de alți cercetători [38].

De remarcat că concluziile privind procesul elementar care controlează transformarea, nu pot fi trase luînd în considerație numai energia de activare a procesului, cum se face în unele lucrări [8]. Afară de alte considerente, privind precizia relativ scăzută a unor astfel de calcule [14], trebuie avut în vedere că o ipoteză implicit acceptată prin însăși metodologia de calcul și omisă de diverși autori la discutarea rezultatelor, este aceea că, în intervalul de temperaturi pentru care se calculează energia de activare se admite că raportul vitezelor diferitelor procese elementare nu se schimbă și deci nu se schimbă procesul elementar care controlează transformarea. Or, o astfel de situație, după cum a rezultat din cercetarea procesului de austenitizare, nu corespunde cîteodată condițiilor reale. Se poate ajunge deci, chiar în cazul unor determinări foarte îngrijite, la concluzii greșite.

Totodată se remarcă că modificarea în cursul transformării izoterme a procesului elementar care o controlează, constatată de autor, concordă cu unele concluzii trase și în alte lucrări [2], [13] [14]. În unele cazuri acest lucru s-a făcut în lucrările citate dînd diferite interpretări grafice curbelor experimentale [2], [14], metodă care are un caracter destul de subiectiv.

Autorul consideră că concluzii valabile pot fi trase numai pe baza interpretării matematice a rezultatelor încercărilor experimentale, putînd fi acceptată metodologia folosită.

Rezultă nu numai utilitatea folosirii mai multor criterii pentru a studia o transformare, așa cum s-a făcut în cazul izotermelor transformărilor studiate, ci și necesitatea analizării unei transformări pe mai multe căi, așa cum s-a făcut în cazul stabilirii procesului elementar care controlează austenitizarea și grafitizarea. Într-adevăr, o concluzie valabilă s-a putut trage numai prin luarea în considerație atît a energiilor da activitate a transformărilor, cît și a parametrilor cinetici ai izotermelor respective.

Se consideră că prin aplicarea unei metodologii complexe de cercetare a fenomenelor destul de delicate examinate în prezenta lucrare, s-au adus contribuții la stabilirea procesului elementar care controlează transformările izoterme la încălzire a fontelor cu grafit nodular.

BIBLIOGRAFIE

1. C. E. Birchenail, H. W. Mead, (1956). Growth of Graphite in Cast Iron. *Journal of Metals, 8,* 1004—1008.
2. K. P. Bunin, A. A. Baranov, (1958). O rastvorenii grafita v austenite. *M. i. O. M., 7,* 15—18.
3. K. P. Bunin, A. A. Baranov, E. N. Pogrebnoi, (1961). *Grafitizația stali.* AN Ucr. SSR.
4. K. P. Bunin, I. A. Iațenco, (1961). Rastvorenie grafita v magnievom ciugune pri nagreve. *M. i. O. M., 5,* 34—36.
5. K. P. Bunin, (1957). Obrazovanie grafita v ciugunah pri kristallizații i termiceskoi obrabotke. *Met. proizv. 10,* 15—19.
6. K. P. Bunin, I. N. Taran, A. V. Cernoval, (1956). *Ciugun s șarovidnîm grafitom.* Izd. AN SSSR.
7. J. Burke, W. S. Owen, (1954). Kinetics of First-Stage graphitisation in Iron-Carbon-Silicon Alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute.* Febr. 147—155.
8. J. Burke, (1959). The growth of temper carbon nodules. *Acta Meatllurgica, 7, 4,* 268—274.
9. M. Ferry, (1957). Contribution à l'étude de la cinetique de la graphitisation des fontes blanches. *Fonderie 141,* 445—457.
10. N. G. Ghirșovici, (1966). Kristallizația i svoistva ciuguna v otlivkah. *Mașinostroenie.*
11. N. G. Ghirșovici, (1953). K spornîm voprosam teorii grafitizații *Met. proizv. 4* 15—20.
12. I. V. Gorbaciov, (1955). Ob uravnenii M. A. Kriștala. *Lit. proizv. 2* 17—20.
13. M. A. Kriștal, (1963). *Difuzionnîe protessî v jeleznîh splavah,* Metallurghizdat.
14. M. A. Kriștal, (1958). K rasciotu limitiruiuscego faktora protessa grafitizații. *Met. proizv. 5,* 22—24.
15. M. A. Kriștal, (1952). K teorii grafitizații belogo ciuguna i stali. *Met. proizv. 6,* 22—24.
16. P. Laurent, M. Ferry, (1958). Étude sur la germination du graphite et la cinetique de la graphitisation des fontes blanches prétrempées. *Fonderie 149,* 249—262 ; *150,* 319—336 ; *151,* 351—360 ; *152,* 421—434.

17. D. Rașeev, (1959). Diagrama transformării izotermice la încălzire a fontei cu grafit nodular, *Analele R-S., 3,* 131—140.

18. D. Rașeev, (1958). Diagrammî izotermiceskogo prevrascenia pri nagreve ciuguna s globulearnîm grafitom. *M. i. O. M., 10,* 5—10.

19. D. Rașeev, (1953). *Fonte modificate cu grafit lamelar și nodular în construcții de mașini.* Ed. Tehn.

20. D. Rașeev, (1958). Transformări izotermice în stare solidă la fonte cu grafit nodular. *Bulet. IPGG,* **4,** 175—209 ; **5,** 301—311.

21. D. Rașeev, (1957). Unele probleme ale cineticii transformărilor izotermice în stare solidă ale fontelor cu grafit nodular. *Studii și cercetări de metalurgie.* **2,** *3.*

22. D. Rașeev, (1968). Contribuții la studiul cineticii transformărilor izoterme la încălzire a fontelor cu grafit nodular. *Studii și cerc. de met.* **13,** *1,* 31—56.

23. R. L. Snejnoi, E. G. Titenski, (1962). K teorii protessa grafitizații belogo cuiguna. *Met. pr., 9,* 29—31.

24. C. Wells, B. Beta, R. Mehl, (1950). *Journal of Metals,* March, 553.

25. V. F. Zubariov, (1957). *Teoreticeskie osnovî grafitizații belogo ciuguna i stali.* Mașghiz.

Manuscris primit în redacție la 23 martie 1968

DEPENDENȚA SOLICITĂRII DINAMICE ADIȚIONALE DE ENERGIA ȘOCURILOR ȘI DE ÎNCĂRCAREA STATICĂ LA PROBE DE OBOSEALĂ

St. Nădășan | I. HAJDU, T. HERLESCU, D. CIOCLOV

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

În lucrare este prezentată metodica utilizată la determinarea experimentală a eforturilor unitare dinamice produse de șocuri în epruvetele folosite la încercările de oboseală la solicitări complexe — încovoiere rotativă cu șocuri adiționale.

Măsurătorile electrotensometrice s-au efectuat pe epruvete în repaus, după ce în prealabil s-a constatat prin măsurători cu traductori inductivi că săgeata dinamică maximă a unei epruvete în rotație este egală cu cea a unei epruvete în repaus pentru șocuri de aceeași energie. Rezultatele măsurătorilor au scos în evidență că efortul unitar dinamic σ_d, care crește cu creșterea înălțimii de cădere a berbecului, nu depinde practic de solicitarea statică de bază σ_{st} care, la mașina de încercat folosită, este produsă de greutăți suspendate prin intermediul unui arc elicoidal.

1. La un număr însemnat de organe de mașini apar în exploatare, pe lîngă solicitări ciclice sinusoidale și solicitări dinamice adiționale periodice de scurtă durată, datorită șocurilor. Acestea din urmă pot proveni, fie din regimul specific de funcționare al mașinii, fie de la jocurile pieselor în mișcare, produse de uzură.

Dimensionarea rațională a unei piese supuse șocurilor este în general dificilă, deoarece pe de o parte reclamă stabilirea prin calcul, cu suficientă precizie, a solicitărilor dinamice adiționale din secțiunile piesei, iar pe de altă parte necesită cunoașterea cifrelor de rezistență a oțelului utilizat, corespunzătoare solicitărilor cu șocuri în condiții similare cu cele ale solicitării piesei considerate.

Pentru determinarea capacității de rezistență a oțelurilor folosite la fabricarea osiilor vehiculelor de cale ferată a fost concepută o metodă de încercare la solicitări complexe — încovoiere rotativă cu șocuri adiționale — prin care în epruvetă, pe lîngă solicitări ciclice simetrice de încovoiere se produc și solicitări dinamice adiționale periodice, similare cu cele care apar în osiile de vagoane, datorită șocurilor produse la trecerea peste joante.

Figura 1 reprezintă schema de funcționare a mașinii realizate pentru încercarea la oboseală la solicitări complexe, la care s-au folosit epruvete

în consolă (*fig. 2*), de formă apropiată de aceea a unei bare de egală rezistență la încovoiere.

Epruveta *1* este fixată în capul de prindere *2* al arborelui *3* al mașinii, care este antrenat printr-o transmisie cu curea trapezoidală de un motor electric.

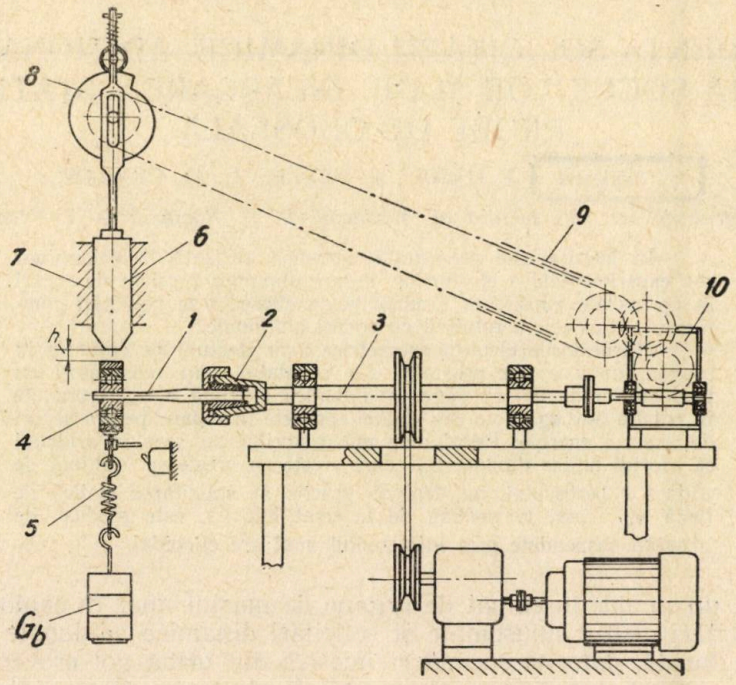


Fig. 1. Mașina de încercare la oboseală la solicitări complexe.

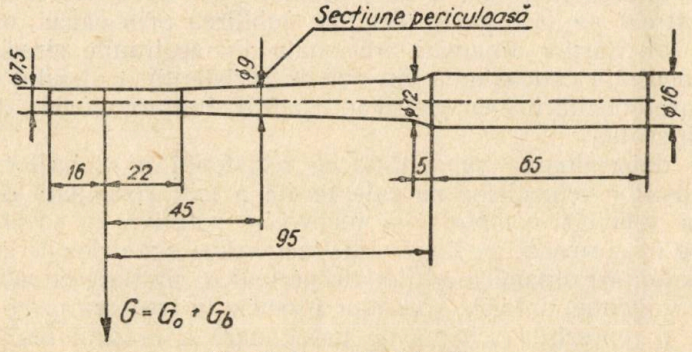


Fig. 2. Epruveta folosită.

Solicitarea de bază $\pm\sigma_{max}$ de încovoiere rotativă este produsă de greutatea G suspendată la capătul epruvetei, prin intermediul unui rulment cu bile *4* şi a arcului elicoidal *5*. Solicitarea dinamică adiţională periodică σ_d este produsă de căderea repetată a berbecului *6* pe capătul epruvetei, ghidat în cilindrul *7*. Ridicarea periodică a berbecului de greutate $Q=5{,}125$ kgf se face de cama *8*, rotită de transmisia cu lanţ *9*, care este antrenată prin intermediul reductorului *10*, de arborele *3* al maşinii. Raportul dintre numărul de şocuri adiţionale şi numărul de rotaţii ale epruvetei, se variază prin schimbarea roţilor reductorului, iar energia şocurilor prin modificarea înălţimii de cădere h cu ajutorul camelor de profile diferite.

Primele studii au arătat că rezistenţa la oboseală la încovoiere rotativă cu şocuri adiţionale $(\sigma_{-1})_L$, a unui oţel, scade faţă de cea fără şocuri adiţionale σ_{-1}, cu atît mai mult cu cît energia $L=Q\cdot h$ a şocurilor este mai mare [1], [2], [3]. De asemenea s-a constatat că valoarea rezistenţei la oboseală $(\sigma_{-1})_L$ pentru o anumită energie L a şocurilor mai depinde şi de raportul D dintre frecvenţa solicitărilor dinamice adiţionale f_d şi cea a solicitărilor ciclice sinusoidale $f_c\cdot(D=f_d/f_c)$ [4].

2. În aceste studii mărimea solicitărilor dinamice a fost exprimată prin energia şocurilor, ceea ce a permis doar o apreciere calitativă a comportării diferitelor oţeluri la solicitări complexe. Deoarece calculele de rezistenţă reclamă cunoaşterea cantitativă a capacităţii de rezistenţă a oţelurilor la solicitări complexe, s-a impus determinarea eforturilor unitare maxime produse de solicitarea complexă — încovoiere rotativă cu şocuri adiţionale.

Aceste eforturi unitare s-au determinat pe cale electrotensometrică. Pe suprafaţa tronconică a epruvetei — în dreptul secţiunii periculoase — s-au aplicat traductori rezistivi pe două generatoare opuse. Epruveta avînd o mişcare de rotaţie, legătura traductorilor cu puntea tensometrică s-a făcut la primele măsurători prin intermediul unor inele colectoare montate pe axul maşinii de încercare [5]. *Figura 3* reprezintă schema bloc a instalaţiei de măsurare.

În *figura 4* s-a redat o oscilogramă obţinută la încercarea unei epruvete la solicitări ciclice simetrice de bază $\pm\sigma_{max}=15\,\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$ peste care s-au suprapus şocuri repetate de energie $L=6$ kgf·cm, cu un raport $D=f_d/f_e=1/18$.

Din această oscilogramă solicitarea dinamică suplimentară maximă a rezultat $\sigma_d=25$ kgf/mm^2.

În *figura 5* s-a reprodus o oscilogramă în care şocurile de intensitate $L=15$ kgf·cm au acţionat alternant cu $D=1/17{,}5$. Solicitarea maximă de bază a fost $\sigma_{max}=6{,}85\,\frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2}$, iar suprasolicitarea dinamică maximă a rezultat $\sigma_d=39$ kgf/min^2.

Scara amplitudinilor oscilogramelor s-a determinat din valoarea efortului unitar $\pm\sigma_{max}$ şi mărimea (în mm) a amplitudinilor corespunzătoare pe oscilogramă.

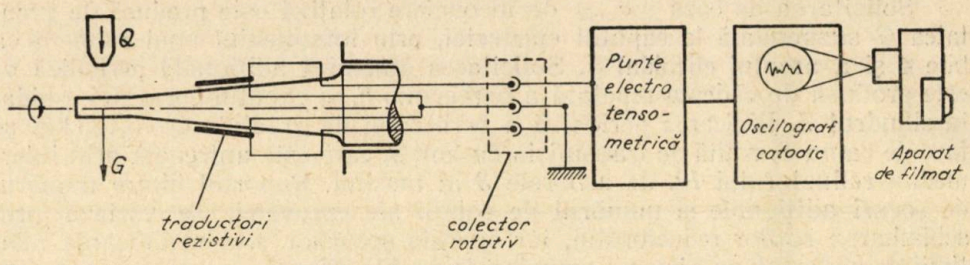


Fig. 3. Schema bloc a instalației pentru măsurarea eforturilor unitare produse de solicitările complexe.

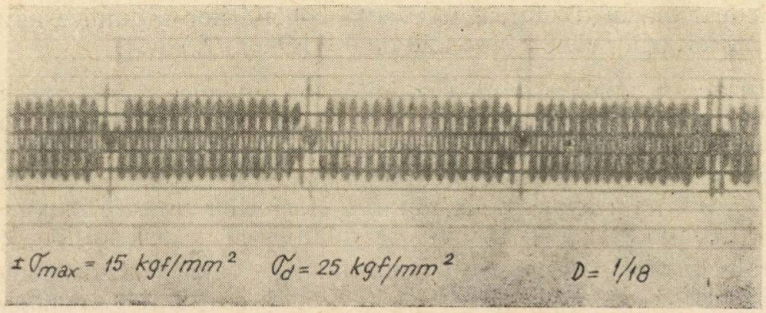


Fig. 4. Solicitări dinamice adiționale repetate combinate cu solicitări ciclice simetrice.

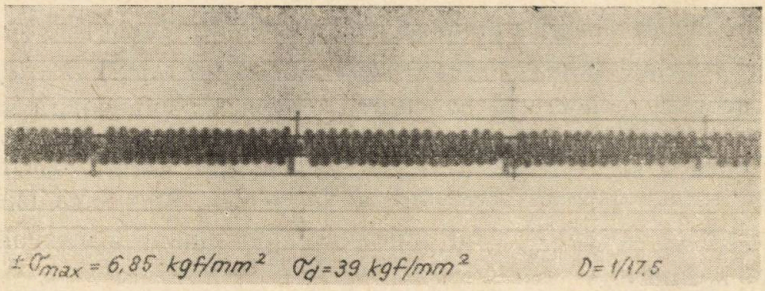


Fig. 5. Solicitări dinamice adiționale alternante combinate cu solicitări ciclice simetrice.

Din analiza desfășurării șocului rezultă că pentru a măsura lungiri specifice maxime — respectiv eforturi unitare totale maxime — este necesar ca în momentul cînd săgeata epruvetei, produsă de șoc, atinge valoarea maximă, planul de simetrie al celor doi traductori rezistivi, lipiți pe epruvetă să corespundă cu planul vertical în care acționează șocul. Neputînd realiza cu suficientă precizie îndeplinirea acestor condiții, la măsurătorile făcute cu epruveta în rotație, s-a ales o cale indirectă de determinare a eforturilor unitare dinamice suplimentare maxime din epruveta în rotație.

Pentru aceasta s-a procedat la compararea săgeții maxime a epruvetei în rotație cu cea a epruvetei în repaus, produsă prin șocuri de aceeași energie.

Încercările pentru aceste măsurători s-au executat la un stand cu două mașini de încercat la solicitări combinate *A* și *B* (*fig. 6*) epruveta fiind prinsă

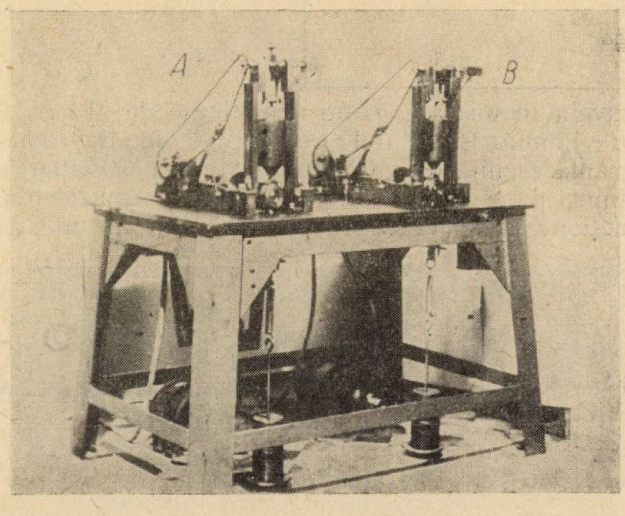


Fig. 6. Stand cu două mașini de încercare la oboseală la solicitări complexe

în arborele mașinii *B*. La măsurătorile cu epruveta în rotație, rotirea epruvetei și antrenarea berbecului s-au făcut de la motorul electric al mașinii *B*. La măsurătorile cu epruveta în repaus, șocurile s-au realizat prin antrenarea transmisiei cu lanț a berbecului mașinii *B*, de la arborele principal al mașinii *A*, prin intermediul unui ax cardanic cuplat între roțile de antrenare ale lanțurilor celor două mașini.

Săgețile maxime produse de șocuri s-au determinat atît pentru epruveta încărcată static numai cu greutate proprie a dispozitivului de încărcare (G_0=2,72 kgf) cît și pentru epruveta încărcată în plus cu greutăți suspendate de G_b=20 kgf, 40 kgf și 50 kgf.

Figura 7 arată așezarea traductorului inductiv care a servit la măsurarea și inregistrarea săgeților în stare de repaus și de rotire a epruvetei.

Traductorul a fost legat la bornele unei punți electrotensometrice de tip Hottinger, conectat cu un aparat înregistrator rapid pe hîrtie termosensibilă, de tip Helcoscriptor.

Oscilograma din *figura 8* arată variația în timp a săgeții la șocuri repetate. Astfel de oscilograme s-au ridicat atît pentru epruveta în repaus, cît

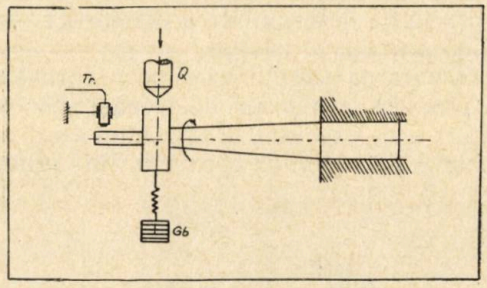


Fig. 7. Amplasarea traductorului pentru măsurarea săgeților epruvetei produse de șocuri.

și pentru epruveta în mișcare, pentru înălțimile de cădere ale berbecului: $h=6$ mm și $h=12$ mm. Rezultatele sînt trecute în diagrama din *figura 9*.

Din diagramă rezultă că valoarea maximă a deviației înregistrate variază cu înălțimea de cădere h, dar este practic independentă de încărcarea statică care acționează asupra epruvetei, prin intermediul arcului elicoidal

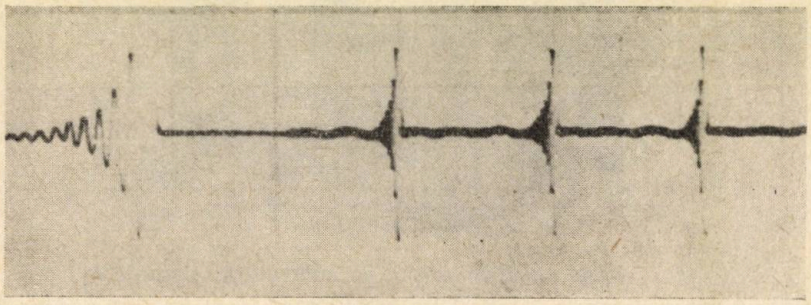


Fig. 8. Oscilograma de variație a săgeții epruvetei produse de șoc.

5 (*fig. 1*) și de asemenea, nu depinde de stările de repaus sau de rotire ale epruvetei.

Pe baza ultimei constatări s-a conchis că și eforturile unitare maxime din secțiunea periculoasă a epruvetei în repaus sînt practic egale cu cele ale epruvetei în rotație, pentru șocuri de aceeași intensitate. Ca urmare, pentru determinarea eforturilor unitare maxime care apar la solicitări complexe, s-au reluat măsurătorile electrotensometrice pe epruveta în repaus. În locul traductorului inductiv, de la aparatura folosită anterior pentru înregistrarea săgeților, s-au conectat traductorii rezistivi aplicați în dreptul secțiunii periculoase a epruvetei. Etalonarea traductorilor, respectiv a înregistrărilor, s-a

făcut prin încărcarea statică în trepte a epruvetei. In cursul etalonării şi solicitărilor cu şocuri, arborele principal al maşinii de încercat *B* a fost blocat în poziţia în care planul de simetrie al traductorului corespunde cu planul vertical de cădere al berbecului. Astfel au fost înregistrate o serie de oscilograme ale variaţiei eforturilor unitare din secţiunea periculoasă a epru-

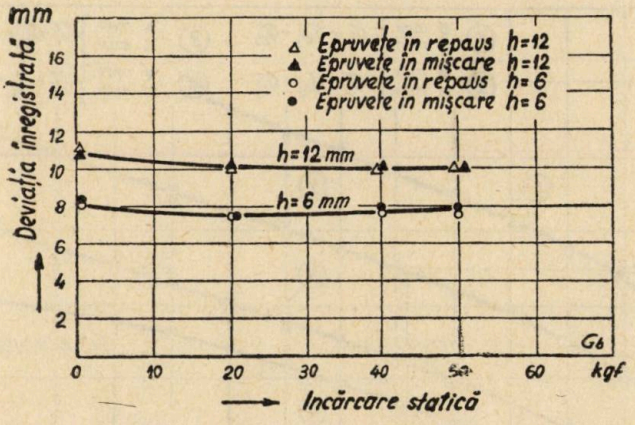


Fig. 9. Dependenţa deviaţiilor maxime înregistrate de încărcarea statică pentru înălţimile de cădere h=6 şi 12 mm.

vetei în repaus, produse de şocuri de diferite energii la încărcări statice diferite. Rezultatele obţinute din prelucrarea acestor oscilograme sînt trecute în diagramele din *figurile 10, 11* şi *12*.

Diagrama din *figura 10* reprezintă curbele $\sigma_{total} = f(h)$ corespunzătoare solicitărilor statice $\sigma_{st} = 1{,}7$; 8,0 ; 20,6 şi 33,2 kgf/mm² realizate cu $G_o = 2{,}72$ kgf, respectiv cu greutăţile suspendate $G_b = 10$; 30 şi 50 kgf. In vederea verificării reproductibilităţii înregistrărilor, pentru fiecare înălţime de cădere şi încărcare statică s-a înregistrat o serie de 20 ... 25 de şocuri ; în diagramă s-au marcat valorile maxime şi minime corespunzătoare fiecărei serii de înregistrare. Diagrama din *figura 10* permite citirea efortului unitar total σ_t, precum şi al celui dinamic σ_d în funcţie de înălţimea de cădere h a berbecului şi efortul unitar static σ_{st}. De exemplu pentru o înălţime de cădere $h = 10$ mm şi efortul unitar static $\sigma_{st} = 20{,}6$ se citeşte : $\sigma_t = 45{,}0$ kgf/mm² şi $\sigma_d = 45{,}0 - 20{,}6 = 24{,}4$ kgf/mm².

In *figura 11* s-au marcat valorile maxime şi minime ale efortului unitar dinamic σ_d aferente celor patru serii de înregistrări, în funcţie de înălţimea de cădere h a berbecului. Imprăştierea relativ mică a punctelor marcate arată că din punct de vedere practic, solicitările dinamice adiţionale — produse în epruveta de oţel (*fig. 2*) în cursul încercării la maşina de încercat (*fig.1* şi *6*) — nu depind de solicitarea statică realizată de greutăţi suspendate prin intermediul unui arc elicoidal. Aceasta a permis trasarea unei curbe unice

$\sigma_d = f(h)$, care variază după ecuația $\sigma_d = 3 + 5\,h^{0,647}$ (unde σ_d [kgf/mm²] și h [mm]). De pe curbă se pot citi valorile σ_d corespunzătoare diverselor înălțimi de cădere h. Valoarea $\sigma_d = 3$ kgf/mm², pentru $h = 0$, rezultă din acționarea pe capătul epruvetei a berbecului (de greutate $Q = 5{,}125$ kgf) în cursul întreru-

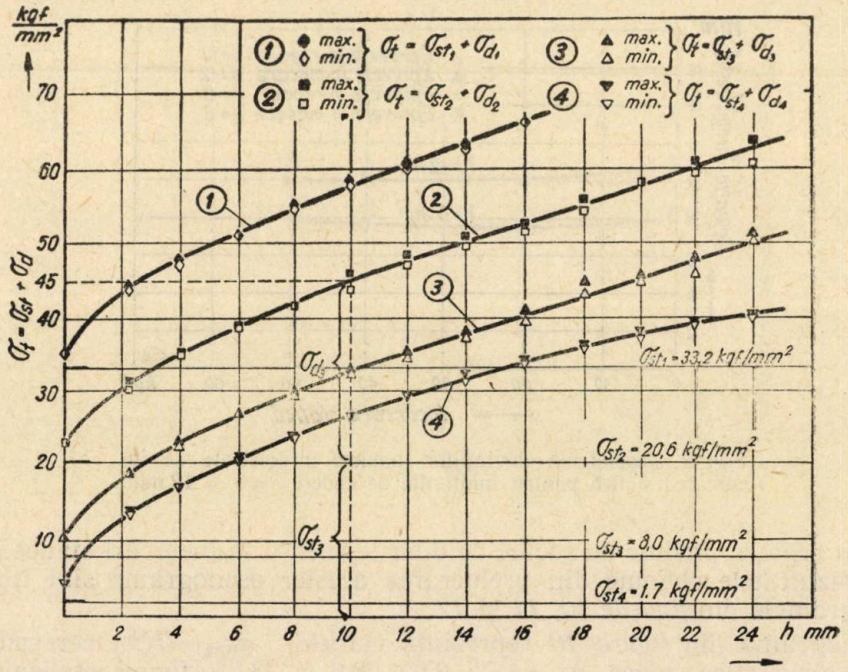


Fig. 10. Dependența efortului unitar total σ_t de înălțimea de cădere a berbecului și de efortul unitar static σ_{st}.

perilor legăturilor acestuia cu cama de ridicare 8 (fig. 1), la încercările efectuate cu $h = 0$.

Figura 12 reprezintă variația eforturilor unitare dinamice σ_d în funcție de efortul unitar static σ_{st} pentru înălțimile de cădere $h = 6$ și 12 mm. Curbele diagramei se referă la două moduri de înregistrare electrotensometrică. Curbele trasate cu linie continuă s-au obținut pe baza valorilor marcate în diagrama din *figura 11* pentru $h = 6$ și 12 mm. Aceste valori s-au obținut prin înregistrările făcute cu înregistratorul Helcoscriptor. Curbele trasate cu linie întreruptă s-au obținut din înregistrările fotografice efectuate cu un oscilograf mecanic. Se observă că valorile eforturilor unitare dinamice σ_d, obținute din înregistrările cu oscilograful mecanic, sînt mai mari decît cele furnizate de înregistrările cu aparatul Helcoscriptor. Abaterile sistematice în minus de maximum 10% se explică prin inerția și frecările relativ mari ale sistemului de înregistrare de la aparatul Helcoscriptor la variații foarte rapide

ale mărimii de măsurat, așa cum este cazul eforturilor unitare produse de șocuri.

3. Din rezultatele obținute se desprind următoarele concluzii :

— Eforturile unitare dinamice σ_d cresc parabolic cu energia șocurilor (fig. 10) ;

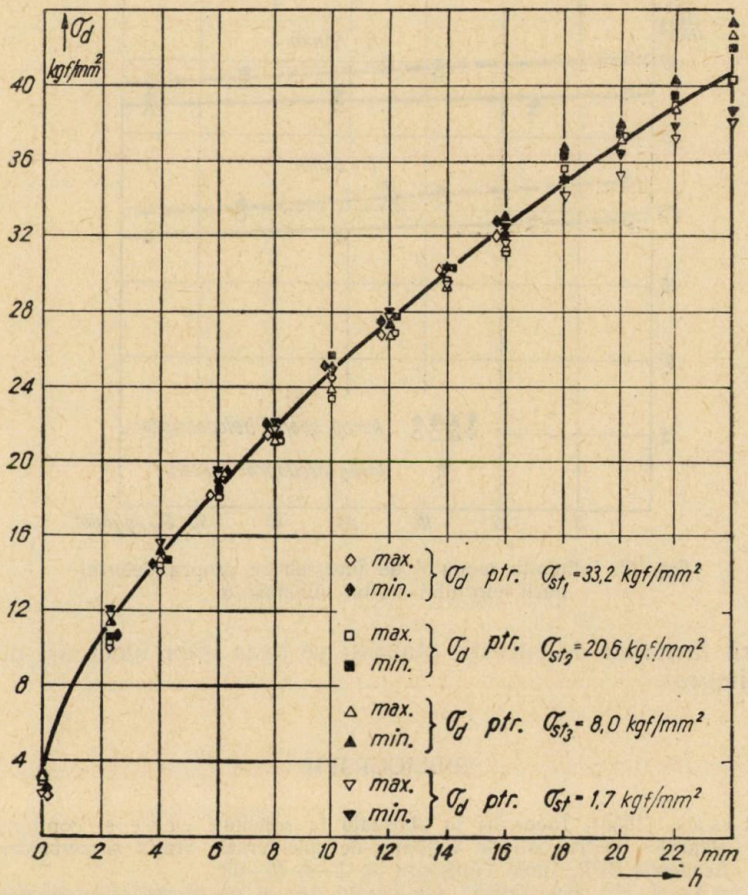


Fig. 11. Dependența efortului unitar dinamic σ_d de înălțimea de cădere a berbecului și de efortul unitar static σ_{st}.

— In cazul studiat — cînd eforturile unitare statice σ_{st} se datoresc unei greutăți suspendate de epruvetă prin intermediul unui arc elicoidal — eforturile unitare dinamice σ_d, produse prin șocuri de aceeași energie, descresc în măsură neînsemnată cu creșterea lui σ_{st} (*fig. 11* și *12*).

— Pentru măsurători de precizie este mai indicat ca înregistrarea variației eforturilor unitare produse de șocuri să se facă cu un oscilograf elec-

tronic sau mecanic. Utilizarea aparatelor de înregistrare rapide pe hîrtie de tipul Helcoscriptor — care prin obţinerea imediată a oscilogramelor este avantajoasă la volum mare de înregistrări — este permisă numai sub rezerva

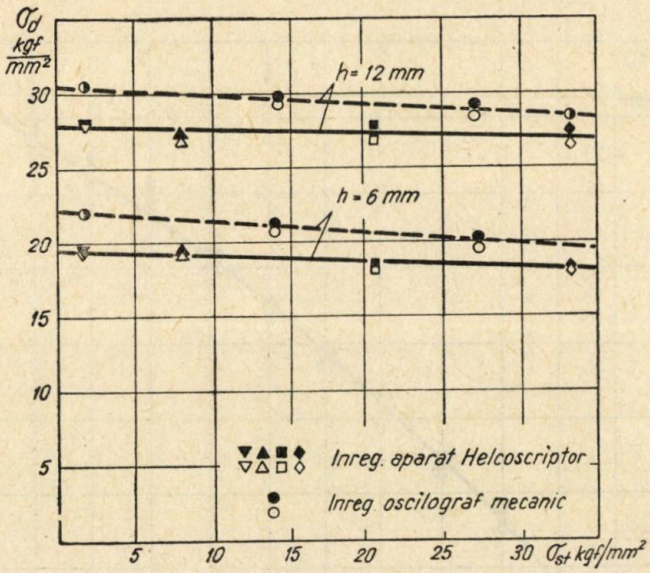


Fig. 12. Influenţa modului de înregistrare asupra determinării efortului unitar dinamic σ .

introducerii factorilor de corecţie stabiliţi pe baza unor încercări de control cu un oscilograf.

BIBLIOGRAFIE

1. St. Nădăşan, (1956). Încercări la oboseală la solicitări ciclice şi combinate asupra oţelurilor pentru osii de vagoane de cale ferată. *Studii şi cercetări ştiinţifice* Academia RPR, Baza Timişoara, 3, *1—2,* 43—55.
2. St. Nădăşan, I. Hajdu, (1956). Un aspect nou al rezistenţei la oboseală. Influenţa şocurilor adiţionale repetate asupra rezistenţei la oboseală. *Studii şi cercetări ştiinţifice* Academia RPR Baza Timişoara, 3, *1—2,* 29—41.
3. St. Nădăşan, I. Hajdu, (1957). Der Einfluss stossartiger Uberbeanspruchungen auf die Umlauf- Biegewechselfestigkeit. *Stahl und Eisen,* 77, *16* 1092—93.
4. St. Nădăşan, I. Hajdu, (1958). Influenţa variaţiei raportului dintre frecvenţa şocurilor adiţionale şi a solicitărilor ciclice asupra durabilităţii oţelurilor. *Studii şi cercetări ştiinţifice* Academia R.P.R., Baza Timişoara, tom 5 *3—4,* 9—21.
5. T. Herlescu, (1965). Despre regimul real de solicitare la o maşină pentru încercarea la oboseală prin încovoiere rotativă cu şocuri adiţionale. *Comunicările conferinţei a V-a de sudură şi încercări de metale,* Timişoara, Volumul „Încercări de metale" 555—565.

STUDIU COMPARATIV INTRE DURABILITATEA CABLURILOR ŞI A SÎRMELOR LOR COMPONENTE

L. BOLEANŢU

Institutul politehnic — Timişoara

Pentru a aborda rezolvarea problemei s-a organizat un plan experimental de încercări la durabilitate a trei cabluri: cablul O_1 (τ_r=140...159) cablul O_2(σ=200...219) şi cablul B (σ_r=160) pe o maşină originală şi încercarea sîrmelor din acelaşi lot de sîrmă din care s-au fabricat cablurile, pe o maşină tip Robertson şi o maşină N. B., de construcţie originală, care solicită sîrma la încovoiere alternantă cu presiune de contact.

Se examinează apoi un sistem de reprezentare a diagramelor de rezistenţă la durabilitate pentru sîrmele şi cablurile încercate, în vederea comparării lor. Cel mai indicat mod de reprezentare s-a găsit că este un sistem de axe cu σ_{max} (tensiunea maximă ciclului) în ordonată şi R (coeficientul de asimetrie al ciclului), deoarece punctele caracteristice ale ciclului alternant simetric (R=—1) pulsant (R=0) şi ruperea forţată (R=+1) sînt coliniare în acest sistem de reprezentare, pentru încercarea la oboseală a epruvetelor normale.

S-au determinat coeficienţi de reducere a tensiunilor maxime pentru sîrme şi cabluri, faţă de tensiunea maximă a ciclului la care o sîrmă încercată la maşina Robertson a avut o durabilitate de N cicluri.

S-au stabilit coeficienţi c_{Rc} pentru cabluri şi c_{RNB} pentru sîrmele încercate la maşina N. B.

Principalele concluzii ale lucrării sînt: a) cele mai mari reduceri ale lui σ_{max} apar la cablurile din sîrmă mai rezistentă (σ_r =220 kgf/mm²); b) compresiunea locală transversală, fără deplasarea relativă între suprafeţele de contact, contribuie la mărirea durabilităţii sîrmelor.

Calculul de rezistenţă al cablurilor de tracţiune se face în mod curent după standarde, ţinînd seama de coeficientul de siguranţă $s=R/T$, unde R este forţa teoretică de rupere a cablului, T — tracţiunea din cablu şi de raportul δ/D sau d/D, unde δ este diametrul sîrmei, d — diametrul cablului şi D — diametrul organului de înfăşurare.

Cu toate că este unanim recunoscută importanța ruperii prin oboseală a sîrmelor asupra durabilității cablului, un calcul de rezistență, ținînd seama de caracterul variabil în timp al solicitărilor din cablu și de caracteristicile de rezistență a sîrmei din cablu, nu s-a încercat decît foarte tîrziu și incomplet.

Constatînd diferențe considerabile între rezistența efectivă a cablurilor la solicitări variabile și aceea calculată pe baza rezistenței la oboseală a sîrmei, Woernle [1], Benoit [2] și Herbst [3] au analizat și depistat factorii a căror apariție în cursul solicitării cablurilor conduc la o diminuare importantă a rezistenței la solicitări variabile a acestora. Printre principalii factori se amintesc : tensiunile remanente în sîrmă, produse de tehnologiile de fabricație și împletire, defecte produse la suprafața sîrmei prin uzură sau lovire cu efect important asupra rezistenței, dacă se ține seama de secțiunea sa foarte mică, și vîrfuri de tensiune provocate de presiuni locale mari.

H. Donand [4] reia studiul teoretic asupra utilizării rezistenței la oboseală a sîrmei, în calculul de durabilitate a cablului din oțel și conchide că este posibilă fundamentarea unei metode de calcul a cablurilor pe baza caracteristicilor mecanice a sîrmelor, fără însă să întreprindă cercetări experimentale.

In lucrarea [5], T. Wyss expune o metodă de calcul al cablurilor din oțel, ținînd seama de solicitarea la tracțiune, încovoiere, compresiune de contact și rezistența la oboseală a sîrmelor, utilizînd rezultatele obținute de Drucker și Taschau. De menționat că nici Wyss nu a examinat în paralel rezistența la oboseală a sîrmelor și a cablului fabricat din același sortiment de sîrmă.

La un colocviu internațional asupra durabilității cablurilor (Torino, 1960) s-a arătat, într-unul din referatele de sinteză, că și la acest colocviu — ca și la alte manifestări științifice similare — nu se prezintă rezultate asupra corelării durabilității cablurilor cu durabilitatea sîrmelor [6].

Luarea în considerație a factorilor amintiți, apreciați ca hotărîtori în procesele de distrugere superficială a sîrmelor, este anevoioasă datorită interdependenței lor complexe. Modificarea raportului între două mărimi de acest fel produce efecte foarte variate asupra comportării cablului, iar principiul suprapunerii efectelor nu poate fi aplicat.

Acțiunea complexă a acestor factori asupra durabilității cablurilor a condus la introducerea încercării la durabilitate a cablurilor pe mașini speciale de tip Wöernle, Benoit sau Sitikow, fiind considerată ca singură concludentă în etapa actuală pentru aprecierea calităților de durabilitate ale cablurilor de tracțiune.

Cu toate dificultățile întîmpinate într-un calcul al cablului, pe baza datelor obținute la încercarea la oboseală a sîrmelor, nu trebuie renunțat la o acțiune de valorificare a tuturor rezultatelor obținute în studiul general al fenomenului de rupere prin oboseală și în domeniul rezistenței cablurilor de tracțiune.

O dificultate principală în introducerea calculelor la solicitări variabile la cabluri este lipsa cu desăvîrșire a unor coeficienți de reducere a durabilității sîrmei necablate, față de durabilitatea sîrmei din cablu. Se disting două etape în determinarea acestor coeficienți : o primă etapă constă în compararea acestor valori în condițiile încercărilor de laborator ; o a doua etapă, mai folositoare, ar fi compararea acestor valori în condițiile de încercare a sîrmelor din laborator și a comportării cablului în exploatare.

Lucrarea de față își propune să abordeze primul aspect al problemei, examinînd posibilitatea determinării unui raport între tensiunea maximă a ciclurilor de solicitare pentru o sîrmă necablată și tensiunea maximă la care lucrează un cablu încercat la durabilitate, în condiții de laborator, pentru a avea același număr de cicluri pînă la rupere.

CABLURI ȘI SÎRME UTILIZATE ÎN CERCETAREA EXPERIMENTALĂ

Ca materiale experimentale s-au utilizat :

a. Cablul O_1 format din 6 toroane, a 6 sîrme, de diametru 1,25 mm și o sîrmă centrală de diametru 1,35 mm. Diametrul cablului $d = 12$ mm. Cablu mat cu inimă vegetală. Rezistența la tracțiune a sîrmelor $\sigma_r = 140 \ldots 159$ kgf/mm^2. Din încercarea la tracțiune a sîrmelor a rezultat o forță calculată de rupere pentru cablu de 7 567 kgf.

Determinarea durabilității sîrmei s-a făcut utilizînd sîrme $\phi = 1{,}25$ mm cu $\sigma_r = 150$ kgf/mm^2, valoare medie stabilită prin încercarea a cinci sîrme.

b. Cablul O_2 este de aceeași construcție și dimensiuni geometrice, dar fabricat din sîrmă avînd $\sigma_r = 200 \ldots 219$ kgf/mm^2. Din încercarea la tracțiune a sîrmelor componente a rezultat o forță calculată de rupere de 10 947 kgf.

Sîrma utilizată în probele de durabilitate a fost de $\phi = 1{,}25$ mm, cu valoarea medie a cinci determinări $\sigma_r = 210$ kgf/mm^2.

c. Cablul B, format din 6 toroane, a 7 sîrme, cu diametrul de 1,2 mm. Diametrul cablului $d = 11$ mm. Din încercarea la tracțiune a sîrmelor a rezultat o forță calculată de rupere a cablului de 6 840 kgf.

Sîrma utilizată la proba de durabilitate a fost de $\phi = 1{,}2$ mm și $\sigma_r = 160$ kgf/mm^2.

MAȘINI UTILIZATE LA DETERMINAREA DURABILITAȚII SÎRMELOR ȘI CABLURILOR

Mașini utilizate la încercarea sîrmelor :

a. Mașina Robertson (*fig. 1*). Pentru determinarea rezistenței la solicitări variabile ale sîrmei, în cazul unui ciclu alternant simetric, s-a utilizat o mașină tip Robertson.

Epruveta de sîrmă, de lungime 200 mm, se montează coaxial, în capătul de prindere al motorului 7 și un reazem sferic 2, prin intermediul căruia, cu ajutorul dispozitivului de măsurare a forței 3, se produce o compresiune centrică. Sîrma se deformează ca în *figura 1*, iar momentul încovoietor maxim

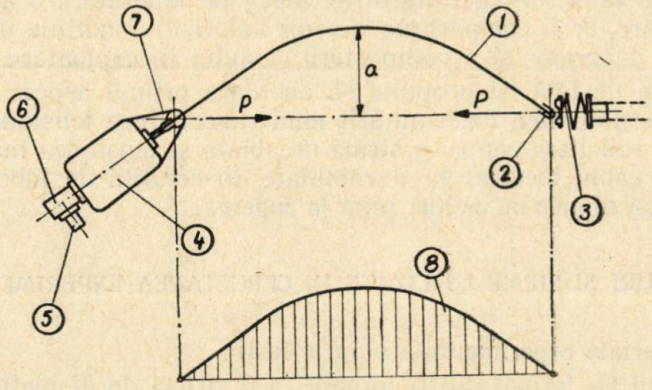


Fig. 1. Schema mașinii tip Robertson.

este $M_{max} = P.\ a$, unde P este forța de compresiune a probei de sîrmă, a — deplasarea maximă a sîrmei deformate.

Repartiția momentului încovoietor se vede în *figura 1*, iar tensiunea maximă în secțiunea transversală a sîrmei este :

$$\sigma_{max} = \frac{M_{max}}{W} \qquad (1)$$

unde :

$W = \frac{\pi d^3}{32}$ — este modulul de rezistență al secțiunii sîrmei, de diametru d

b. Mașina N.B. este studiată și prezentată în lucrarea [7] (*fig. 2*). Mașina constă dintr-un batiu, pe care s-au montat bacurile de fixare și întindere ale sîrmei *2, 9*. Bacul *2* este montat pe un sistem oscilant realizat cu arcurile *3*, dînd astfel posibilitatea reglării pulsației proprii a corpului oscilant *1*, în așa fel, încît bacul să oscileze sinfazic cu sîrma. Segmenții cilindrici ai bacurilor, confecționați din diferite materiale și la diferite raze de curbură, se fixează în dispozitivul *6*, antrenat în mișcare de translație de un motor electric prevăzut cu un volant *5*. Volantul s-a dimensionat, ținînd seama de supraîncărcarea motorului în faza activă. Ghidajul piesei *6* este prevăzută cu o baie de ulei în formă de pahar, permițînd ungerea bucșei con-

ducătoare. Cursa piesei *6* și deci a bacurilor, poate fi reglată în funcție de mărimea excentricului de la volant.

Intinderea inițială a sîrmei se face cu o manivelă de la capul pătrat de pe piesa *1*. Măsurarea tensiunii din sîrmă se face cu dinamometrul *9* și ceasul comparator *10*.

Numărarea ciclurilor este asigurată printr-un contor, montat pe arborele-motor. Intreruperea curentului la motorul electric de antrenare se face,

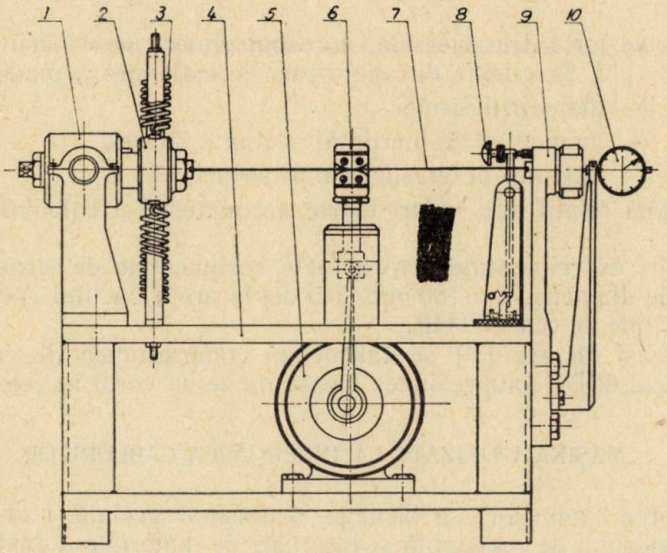


Fig. 2. Schema mașinii tip N.B.

1 — epruvetă; *2* — lagăr axial; *3* — dispozitiv de măsurare a forței; *4* — motor basculant de antrenare; *5* — contor; *6* — reductor; *7* — mandrină; *8* — diagrama M_i .

în momentul ruperii sîrmei, prin intermediul dispozitivului *8*. Declanșarea se produce și în cazul cînd forța T din epruvetă scade prin alunecarea din bacuri.

Epruveta *7* este o sîrmă de 300 mm, cu diametrul maxim de 2 mm.

Solicitările ce se produc în sîrmă sînt:

Tracțiunea *T* stabilită prin întinderea inițială de tensiune $\sigma_t = T/A$ (2) — *A* este aria secțiunii transversale a sîrmei.

Incovoierea datorită apăsării bacului *6* pe sîrmă, cu o forță *P*, la o deplasare a bacului.

Tensiunea provenită din îndoirea sîrmei pe bac, se calculează cu formula lui Isaacsen [8] :

$$\sigma_{i_{NB}} = \frac{P\delta}{4}\sqrt{\frac{E}{IT}}$$

sau

$$\sigma_{i_{NB}} = \frac{P\delta}{4}\sqrt{\frac{E}{IT}} \cdot \text{th}\left(\sqrt{\frac{I}{EI}} \cdot l\right) \qquad (3)$$

unde :

P este forța transversală, corespunzătoare deplasării bacurilor cu f. Se citește din diagrama de etalonare a mașinii [7],

δ — diametrul sîrmei,

I — momentul de inerție al secțiunii sîrmei,

E — modulul de elasticitate al sîrmei.

Cele două relații dau valori foarte apropiate. S-a calculat σ_i cu prima relație.

Cercetări experimentale pentru toate sortimentele de sîrmă, s-au făcut cu un bac de diametru D = 180 mm și o deplasare a bacului f = 6 mm, acesta avînd o duritate de cca 170 HB.

În aceeași lucrare [7] se calculează compresiunea de contact dintre sîrmă și bacul 6. De compresiunea locală nu se va vorbi în cele ce urmează.

MAȘINA UTILIZATA LA INCERCAREA CABLURILOR

Încercarea cablurilor s-a făcut pe o mașină specială, construită în cadrul Laboratorului de rezistență și încercări de materiale a Institutului politehnic din Timișoara (*fig. 3*).

Mașina se compune din două role de cablu *1* și *2*. Rola 1 este montată pe un excentric și este cuplată și menținută în echilibru cu pendulul *8*, care, printr-un angrenaj, antrenează indicatorul *4* pentru a arăta sarcina totală la care este întinsă epruveta de cablu. Același angrenaj permite înregistrarea forței în funcție de timp, pe hîrtia înfășurată pe un tambur antrenat de un mecanism de ceas *10*. Un întrerupător cu mercur *15*, montat solidar cu pendulul, comandă sistemul de tracțiune *5* al rolei *1*, dacă deformația cablului crește peste o anumită limită și deci scade tensiunea din cablu.

Brațul de legătură dintre rola *1* și pendulul *8* este prevăzut cu un amortizor *11*, pentru a asigura stabilitatea sistemului de măsurare a forței, la micile oscilații ale sistemului.

Tracțiunea în cablu este produsă de un grup motor-reductor *5*, care prin intermediul șurubului de forță *6* trage centric rola *1*, datorită piesei de ghidaj *7*, care alunecă pe două coloane de țeavă. Un sistem de urmărire a forței conectează automat grupul *5*, în cazul scăderii tensiunii din epruveta-cablu. Rola *1* este demontabilă putînd fi schimbată, în vederea urmăririi in-

fluenței unor parametri specifici rolei de cablu, ca : material, forma canalului de cablu etc. asupra rezistenței statice sau dinamice a cablului. Rola fixă *2* este prevăzută cu un dispozitiv de fixare prin cleme a extremităților cablului și este totodată elementul motor de antrenare a cablului în mișcare alternantă. Acționarea rolei *2* este hidraulică *14* și se face prin intermediul uleiului sub presiune debitat de o instalație anexă. Distribuția uleiului sub

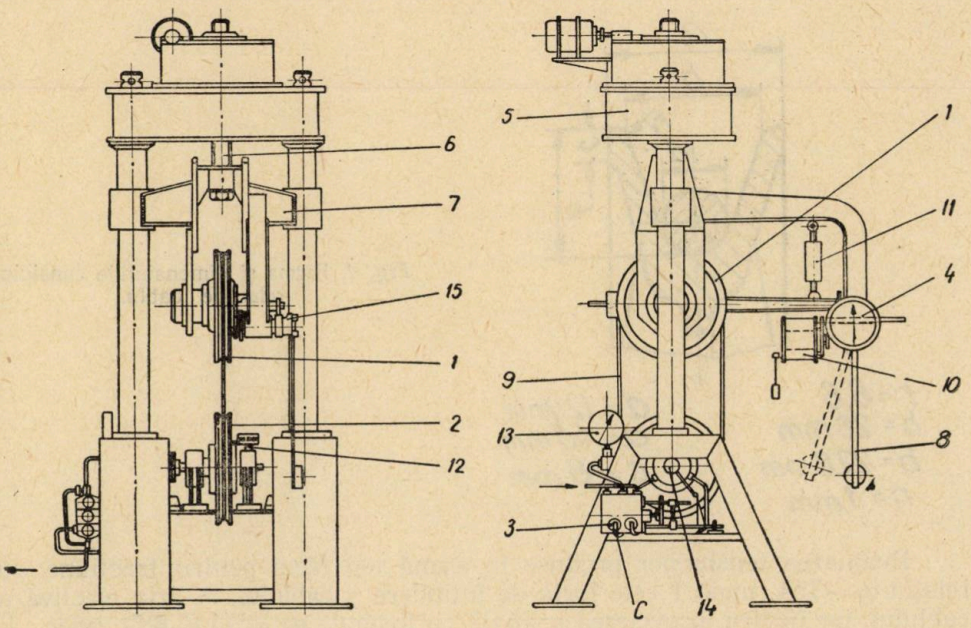


Fig. 3. Schema mașinii pentru încercarea cablurilor.

presiune, în sistemul de antrenare, este asigurată de distribuitorul *3*. Prin scurtcircuitarea unei părți din uleiul sub presiune se reglează frecvența de îndoire a cablului.

O dată cu ruperea unui toron sau a cablului întreg, se produce descărcarea sistemului de măsurare a forței, iar pendulul *8* lovind un întrerupător deconectează întreaga instalație de la rețea.

Numărul de cicluri efectuat de cablu în timpul încercării la oboseală este înregistrat de contorul *12*, antrenat de rola *2*. Un manometru *13* permite măsurarea presiunii din conducta de aducțiune și poate fi introdus sau scos din circuit. Uleiul sub presiune este furnizat de o pompă cu roți dințate, antrenată de un motor electric (nu s-a figurat în schiță).

Ca anexă, mașina mai are un dispozitiv necesar pentru etalonarea și verificarea periodică a sistemului de măsurare a forței.

Performanțele mașinii sînt: lungimea epruvetei de cablu 3,2 m; forța maximă de tracțiune 10 tf; frecvența de îndoire a cablului reglabilă între 30 ... 45 cicluri/minut, diametrul maxim al rolei 500 mm.

Incercările prezentate în această lucrare s-au făcut cu o rolă de ϕ 300 mm și duritatea circa 170 HB, avînd canalul de dimensiunile din *figura 4.*

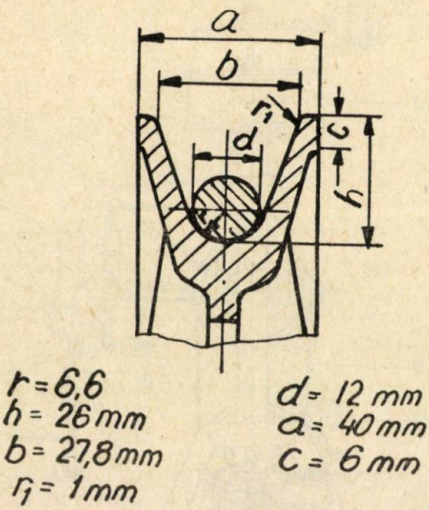


Fig. 4. Forma și dimensiunile canalului rolei de cablu.

Evaluarea tensiunilor produse în sîrmă s-a făcut pentru tracțiune, cu relația $\sigma_t = T/A$, unde T este forța de întindere a cablului, A aria efectivă a cablului, iar pentru încovoierea primară cu formula $\sigma_i = 2/3\ E.\ \delta/D$, unde: E este modulul de elasticitate, δ — diametrul sîrmei din cablu. D — diametrul rolei [4].

Solicitarea la compresiunea de contact se poate calcula conform lucrării [5], dar în această lucrare nu se va folosi.

REZULTATE OBȚINUTE ȘI REPREZENTAREA LOR

Rezultatele obținute la cele două încercări de durabilitate a sîrmelor (mașina Robertson, mașina N. B.) și încercarea de durabilitate a cablurilor, s-au reprezentat pe aceeași diagramă, pentru același cablu. In *figura 5* cablul O_1, *figura 6* cablul O_2, *figura 7* cablul B.

Modul de reprezentare, deși impropriu, s-a adoptat cel obișnuit din lucrările de încercare a durabilității cablurilor. In ordonată s-a înscris σ_t, iar în abscisă log N. Același mod de reprezentare a fost adoptat și pentru datele furnizate de mașina NB.

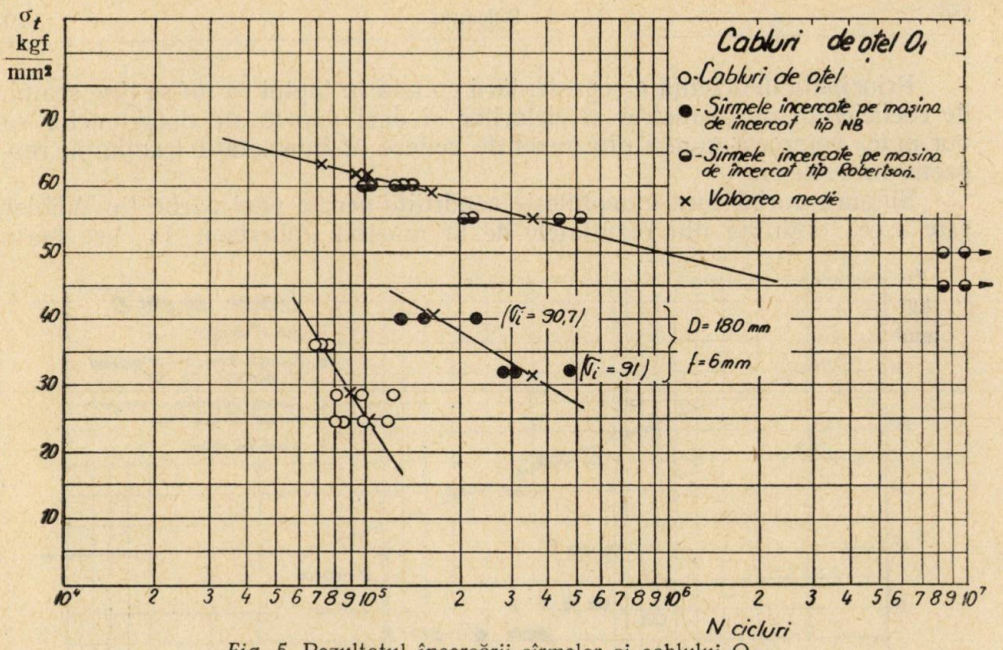


Fig. 5. Rezultatul încercării sîrmelor și cablului O_1.

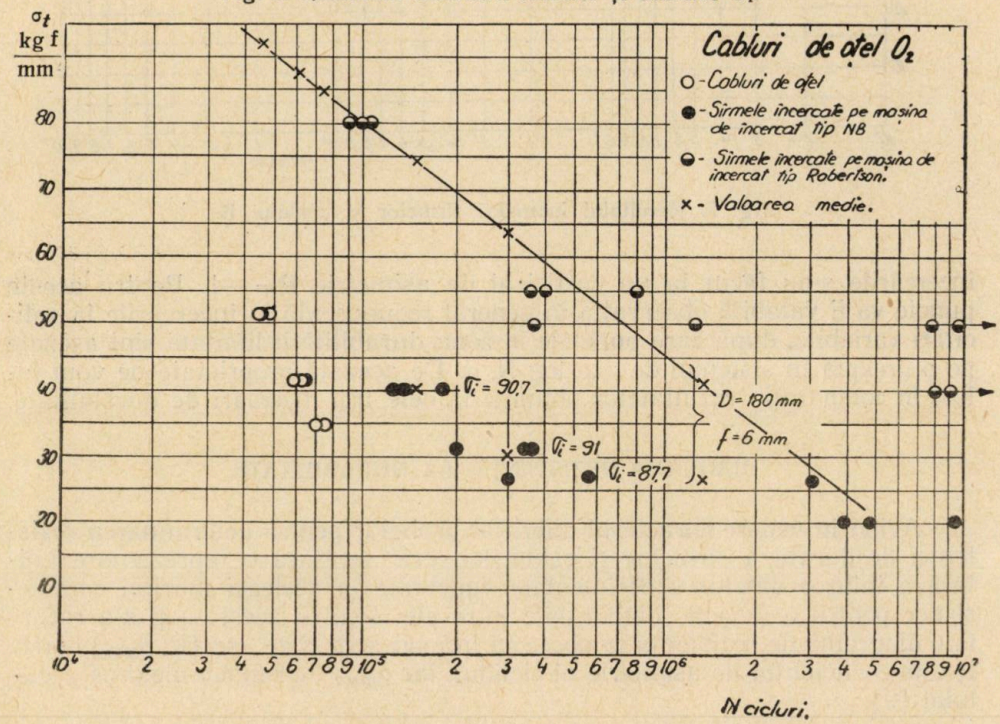


Fig. 6. Rezultatul încercării sîrmelor și cablului O_2.

Principala deficiență a reprezentării constă în faptul că nu se ține seama de coeficientul de asimetrie al ciclurilor și deci puncte ale diagramelor se vor putea compara numai din punct de vedere al intensității tracțiunii, respectiv încovoierii.

Singura curbă care îndeplinește condițiile cerute unei curbe tip Wöhler este aceea obținută din rezultatele de la mașina Robertson, la care toate

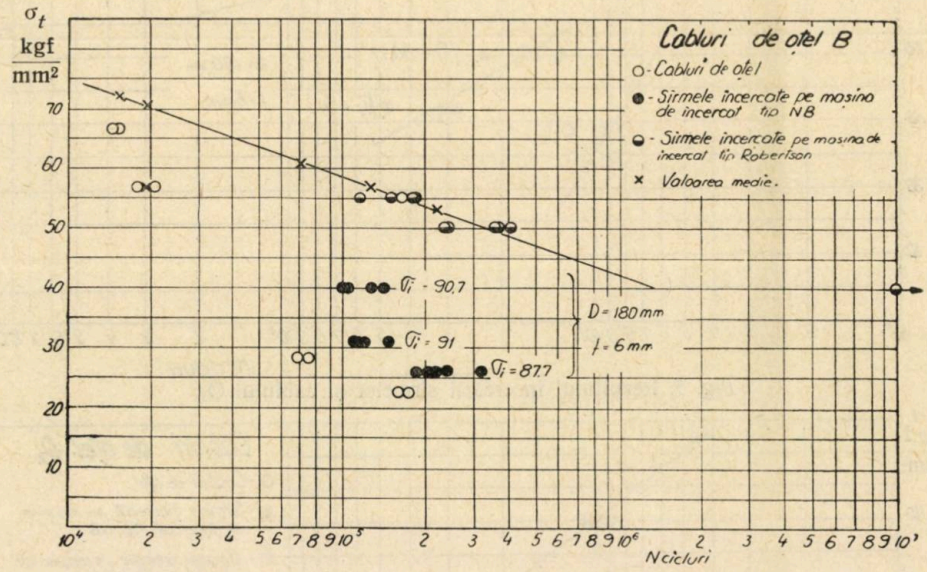


Fig. 7. Rezultatul încercării sîrmelor și cablului B.

încercările s-au făcut la un coeficient de asimetrie R = —1. Pentru aceste puncte va fi valabilă observația în general recunoscută în încercările la solicitări variabile, după care punctele în zona durabilității limitate sînt așezate pe o dreaptă în sistemul de axe log N, σ. De această proprietate ne vom folosi în comparația rezultatelor obținute la cele trei încercări de durabilitate.

DIAGRAMA REZISTENȚEI LA DURABILITATE

Avînd în vedere caracterul diferit al probelor pentru determinarea rezistenței de durată a sîrmelor și cablurilor, era necesară o reprezentare unitară a tuturor datelor experimentale, raportate la aceleași mărimi caracteristice pentru a deveni comparabile între ele. Pentru acest scop s-a recurs la o diagramă de rezistență la oboseală într-un sistem de axe (R, σ_{max}) unde R este coeficientul de asimetrie al ciclului, iar σ_{max} tensiunea maximă a ciclului [9].

S-a ales acest mod de reprezentare, deoarece în acest sistem de coordonate, punctele caracteristice ale ciclurilor de coeficienți R = —1 ; O și +1 sînt cu suficientă aproximație coliniare pentru epruvete obișnuite. Nu sînt motive ca această proprietate să nu se păstreze în cazul încercărilor pe sîrme. Dreapta definită de aceste trei puncte permite determinarea rezistenței la oboseală sau durabilitatea la un anumit număr de cicluri pentru un coeficient de asimetrie $-1 < R < +1$.

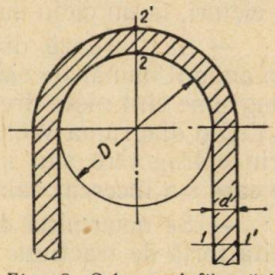


Fig. 8. Schema înfășurării cablului pe rolă.

In acest domeniu se situează și ciclurile de solicitare ale sîrmelor din cabluri.

Dacă se notează cu σ_t tensiunea datorită tracțiunii și cu σ_i tensiunea produsă de încovoiere, se pot defini σ_{max} și R pentru fiecare încercare.

a. In cazul încercării cablurilor (*fig. 8*) :

— Pentru sîrmele din zona 1—2 de contact cu rola :

$$\sigma_{max} = \sigma_t ; \quad \sigma_{min} = \sigma_t - \sigma_i ; \quad R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_t - \sigma_i}{\sigma_i} .$$

— Pentru sîrmele din zona 1'—2' :

$$\sigma_{max} = \sigma_i + \sigma_t ; \quad \sigma_{min} = \sigma_t ; \quad R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_t}{\sigma_i + \sigma_t} .$$

Pentru comparația care urmează să fie făcută între comportarea la solicitări variabile a cablului și a sîrmei din care este fabricat, s-a ales ciclul de solicitare al sîrmelor din zona 1—2, deoarece primele ruperi de sîrmă, la încercarea cablurilor, apar în această zonă.

b. In cazul încercării pe mașina N. B. :

$$\sigma_{max} = \sigma_t + \sigma_i ; \quad \sigma_{min} = \sigma_t - \sigma_i ; \quad R = \frac{\sigma_t - \sigma_i}{\sigma_t + \sigma_i}$$

σ_t și σ_i se calculează cu relațiile (2) și (3).

c. In cazul încercărilor pe mașina Robertson :

$$\sigma_{max} = \sigma_{min} = \pm \sigma_i \text{ dat de relația (1) și deci } R = -1$$

Din compararea coeficienților de asimetrie se constată că variației lui σ_t îi corespunde o variație a lui R, atît la sîrme încercate pe mașina N. B, cît și la încercările pe mașina de cabluri. Singura încercare care se face la un R = —1 constant și fără vreo influență asupra rezultatelor datorită compresiunii locale, o furnizează mașina Robertson. Din această cauză se va evalua modificarea lui σ_{max} la cele trei tipuri de solicitări ale sîrmelor și cablurilor, față de rezultatele obținute la mașina Robertson.

Etapele de lucru, în vederea comparării rezultatelor, sînt următoarele.

— Se determină σ_{-1N}, rezistența la durabilitate limitată a sîrmei necablate, pe mașina tip Robertson. Operația se face pentru mai multe valori ale lui σ_{-1N}. Se înțelege prin σ_{-1N} tensiunea la care durabilitatea sîrmei este N cicluri, la un ciclu cu R = —1.

— Se trasează diagramele de rezistență la solicitări variabile pentru un anumit număr de cicluri de solicitare, în sistemul de axe (R, σ_{max}). Aceste diagrame sînt niște drepte, care vor trece prin punctele (—1, σ_{-1N}) și (+1, σ_r). Din diagrama Wöhler stabilită cu ajutorul acestei mașini, se vor extrage prin extrapolare sau interpolare, valorile lui σ_{-1N}, corespunzătoare lui N, la care s-a încercat cablul.

— Se determină durabilitatea medie în cicluri, a unui cablu la o anumită forță de tracțiune (deci σ_t) și cu o anumită rolă (deci σ_i).

Se reprezintă punctul de coordonate ($R = \sigma_t - \sigma_i/\sigma_t$; $\sigma_{max} = \sigma_t$) în același sistem de axe (R, σ_{max}) în care s-a trasat diagrama de oboseală a sîrmei.

Raportul ordonatelor $\sigma_{max\ s}/\sigma_{max\ c} = c_{Rc}$ pentru un anumit N caracterizează pierderea calității de rezistență a sîrmei la introducerea ei în cablu, prin împletire.

De asemenea, în aceeași diagramă (R, σ_{max}), se reprezintă punctele caracteristice ale încercărilor pe mașina N. B.

Raportul $\sigma_{max\ s}/\sigma_{max\ NB}$ caracterizează modificarea rezistenței sîrmei, în condițiile încercării pe mașina NB, notat cu C_{RNB}.

Rezultatele obținute după această metodică sînt reprezentate în *figura 9* pentru cablul O_1; în *figura 10* pentru cablul O_2 și în *figura 11* pentru cablul B.

OBSERVAȚII ȘI CONCLUZII

In cazul cablurilor se constată întotdeauna o creștere a coeficientului $c_{Rc} = \sigma_{max\ s}/\sigma_{max\ c}$ o dată cu descreșterea coeficientului de asimetrie R, reflectînd o scădere a rezistenței la solicitări variabile a sîrmei din cablu, în cazul $\sigma_{min} < O$.

Incovoierea cablului prin înfășurarea forțată pe rolă la o tensiune τ poate produce o solicitare între două cazuri limită, reprezentate în *figura 12*. In cazul unui cablu cu sîrmele complet rigidizate (*fig. 12 a*) și în cazul unui cablu cu sîrmele complet libere (*fig. 12 b*). In realitate solicitarea reală va fi între aceste două situații extreme. Totuși, în cazul $\sigma_i > \sigma_t$ se întrevede posibilitatea apariției unei zone din secțiunea cablului, în care sîrmele componente să fie comprimate cu repartiția de tensiuni după triunghiul *1—2—3*.

Scăderea performanței sîrmei cablate se poate explica prin pierderea stabilității elastice locale a sîrmei din zona de contact cu rola, datorită compresiunii axiale. Pierderea stabilității sîrmei este însoțită de deformații mari,

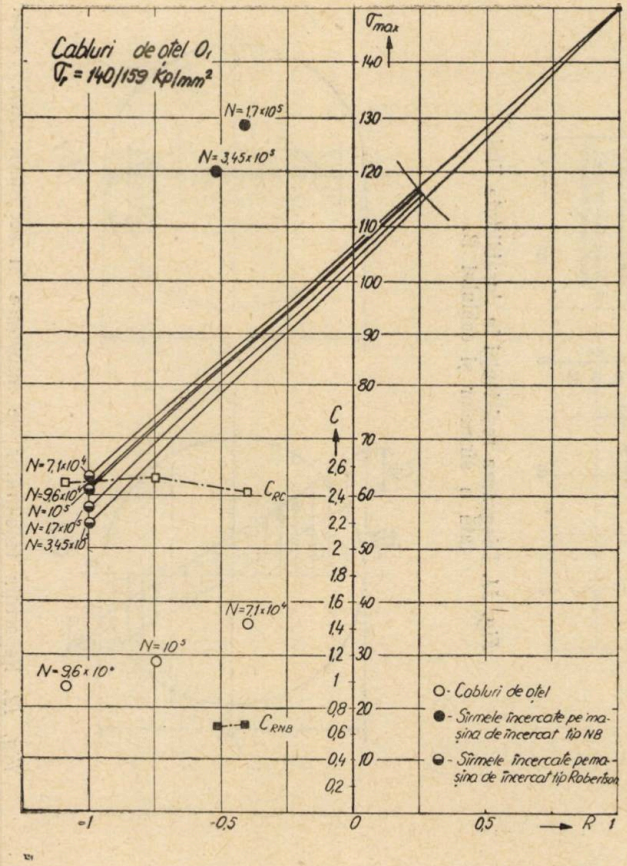


Fig. 9. Diagrama rezistenței la durabilitate limitată a sîrmelor și cablului O_1.

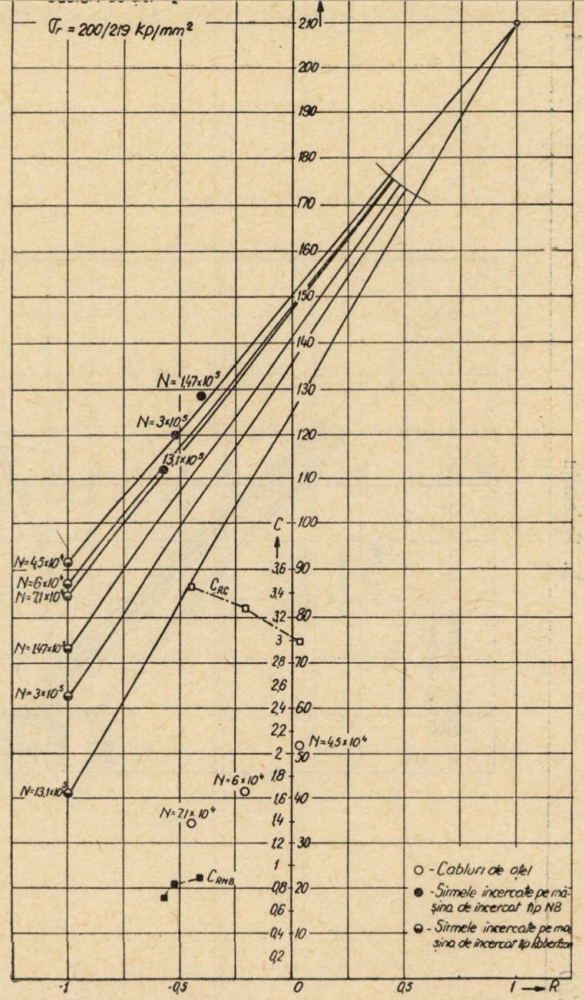


Fig. 10. Diagrama rezistenței la durabilitate limitată a sîrmelor și cablului O_2.

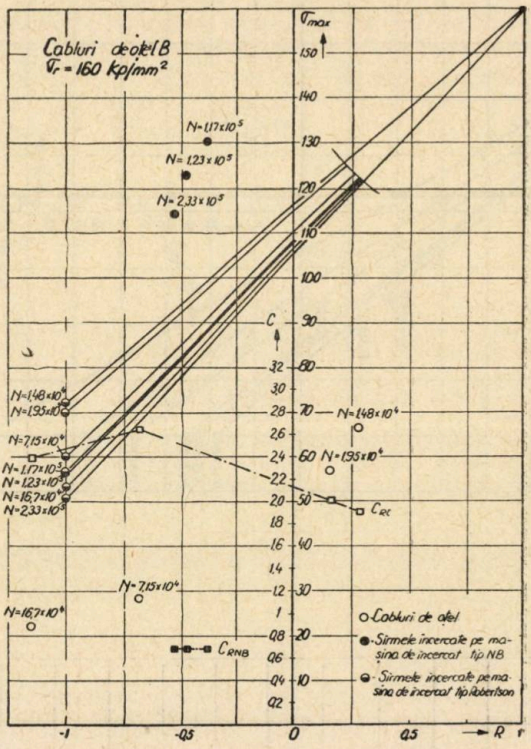


Fig. 11. Diagrama rezistenței la durabilitate limitată a sîrmelor și cablului B.

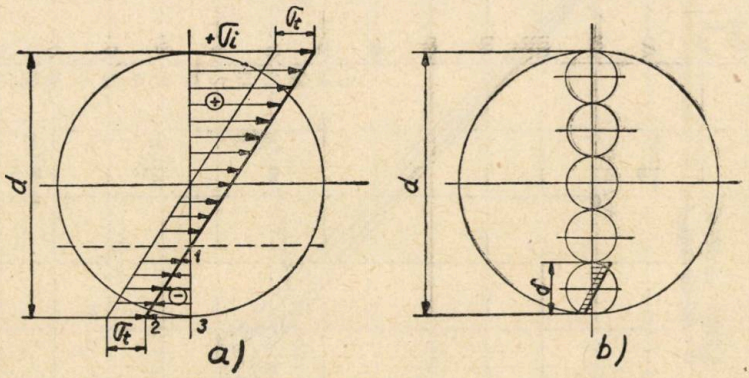


Fig. 12. Repartiția tensiunilor de încovoiere în secțiunea unui cablu.
a) Cablu cu împletire perfect rigidă; b) Cablu cu sîrme libere.

care produc solicitări de ordinul limitei de curgere, ceea ce are ca efect ruperea sîrmei cablate, la același număr de cicluri ca sîrma încărcată la R=—1, dar la valori mult mai scăzute a lui σ_{max}.

Prin creșterea lui σ_t, la σ_i =const, pînă la valori pozitive ale lui $\sigma_t—\sigma_i$, nu este însă sigur că C_{RC} va descrește în permanență, deoarece apar compresiuni mari de contact, între rolă și cablu, care vor influența de asemenea comportarea la solicitări variabile a sîrmei cablate. Pentru R > O trebuie făcute cercetări experimentale în continuare.

Se întrevede posibilitatea de a găsi o valoare optimă a lui C_{RC} cînd fenomenul de flambaj local al sîrmelor și compresiunea locală au efecte egale, stare de solicitare la care C_{RC} ar fi minim, deci pierderea de rezistență la solicitări variabile în timp a sîrmelor, ar fi minimă.

Din examinarea valorilor lui c_{RC} se vede că sîrmele cu σ_r=160, respectiv 149 kgf/mm² au valori între 1,92 ... 2,65, iar sîrmele cu σ_r=200/219 kgf/mm² au acest coeficient între 2,92 ... 3,46, ceea ce confirmă faptul cunoscut că sîrmele de mare rezistență la tracțiune nu asigură durabilitate mare cablurilor de tracțiune la fabricarea cărora se folosesc.

Din examinarea poziției punctelor reprezentate pentru încercarea sîrmelor pe mașina NB, se constată că la toate sortimentele de sîrme sînt situate deasupra dreptelor trasate pentru încovoierea rotativă a sîrmei încercate la mașina Robertson. Se deduce că compresiunea locală transversală mărește tensiunea maximă, la care se produce ruperea pentru un anumit număr de cicluri, confirmîndu-se un rezultat obținut de G. Paolini [11]. In această lucrare se arată că o sîrmă solicitată la încovoiere plană alternant simetrică, cu presiune de contact laterală constantă, are o durabilitate mai ridicată decît sîrma fără compresiune transversală. Autorul lucrării menționate apreciază o creștere a rezistenței la oboseală a sîrmelor solicitate la compresiune transversală locală între 3,6% și 15,7%, pe măsura creșterii compresiunii locale.

De altfel Thum și Weiss (cit. în [11]) observă de asemenea o creștere a rezistenței la oboseală la epruvetele solicitate la torsiune variabilă în timp, cu presiune locală transversală la epruvetă.

Se pare că la compresiunea transversală a sîrmelor încercate de G. Paolini și de autor pe mașina N. B. apare un proces de ecruisare a metalului, avînd drept efect creșterea rezistenței la oboseală.

Experiența de exploatare nu confirmă însă această concluzie, deoarece compresiunea transversală la sîrmă accelerează distrugerea cablului. In fond nu este vorba de o contradicție ci de o interpretare incompletă. Distrugerea accelerată a cablului în zonele compresiunii de contact este produsă de coroziunea de fretaj, care depinde de următorii factori [12] : 1) amplitudinea deplasării relative a corpurilor în frecare ; 2) mărimea presiunii sau a forței de apăsare ; 3) starea de tensiune a suprafețelor de frecare ; 4) frecvența deplasărilor relative ; 5) materialul și îmbunătățirea suprafețelor în contact ; 6) temperatura suprafețelor ; 7) influența corozivă a mediului.

In cazul cablurilor se consideră factori mai importanți : amplitudinea deplasării, mărimea presiunii, stare de tensiune a suprafețelor în contact și frecvența deplasărilor relative. Deci, presiunea sau forța de compresiune transxersală a sîrmei are efect defavorabil asupra rezistenței la oboseală numai dacă există o deplasare relativă între suprafețele de contact. In caz contrar, compresiunea transversală mărește rezistența la oboseală. Situația reală a sîrmei din cablu se încadrează în condițiile deplasării relative a suprafețelor de contact și deci însoțită de scăderea rezistenței sale la solicitări variabile în timp.

*
* *

Rezultatele obținute, modeste din punctul de vedere al consistenței statistice, atrag totuși atenția asupra unei metodologii de examinare comparată a durabilității cablurilor și sîrmelor componente.

Merită să fie relevată concluzia după care încercarea sîrmelor la mașina tip N. B. sau altele similare, avînd drept principiu de funcționare îndoirea sîrmei asociată cu o compresiune de contact, nu poate furniza date pentru aprecierea comportării sîrmei în cablu. Compresiunea locală este numai unul din factorii care promovează coroziunea de fretaj, principala cauză a scăderii rezistenței la durabilitate a cablurilor, față de durabilitatea sîrmelor.

BIBLIOGRAFIE

1. R. Woernle, (1929). Ein Beitrag zur Klärung der Drahtseilfrage, *Z. d. VDI*, **73**, 419.
2. G. Benoit, (1934). Einflus von Drehungen bei Drahtseilen, *VDI*, **78**, 1495.
3. H. Herbst, (1928). Ansprüche an Förderseil und ihre Prüfung, *Z. d. VDI*, **72**, 345.
4. H. Donandt, (1965). Zur Dauerfestigkeit von Seildraht und Drahtseil. *Archiv für Eisenhüttenwesen*, **21**, 283.
5. T. Wyss, (1956). *Die Stahldrahtseile der Transport und Förderanlagen insbesondere der Standseile und Schwebebahnen*, Zürich Schweizer-Bruck u. Verlagshaus.
6. R. Giovanozzi, (1961). Synthesis of researches on flexibile wire ropes fatigue in the different countries, *Compte rendus*, Torino.
7. St. Nădășan, L. Boleanțu, (1965). Eine Dauerschwingprüfmaschine für Stahldrähte, *Rev. Roum. Sci. techn. — Métallurgie*, **10**, *2*, 207—218.
8. S. Naftali, (1958). *Funiculare*, Ed. tehnică București.
9. Gh. Buzdugan, (1955). *Calculul de rezistență la solicitări variabile*, Ed. tehnică, București.
10. H. Müller, (1966). Drahtseile im Kranbau, *Deutsche Hebe und Fördertechnik*, **11**.
11. G. Paolini, (1965). Investigation on the fatigue bandig strength of a laterally loaded steel rope wire, Proceedings of the second conf. on dimensioning and strength calculations, *Akadémia Kiadó*, Budapest, 395—409.
12. C. Zwikker, (1959). *Metodic fatigue* (cap. V), U.S.A.

CONTRIBUȚII LA CERCETAREA INFLUENȚEI STĂRII DE TENSIUNE ASUPRA COMPORTĂRII MECANICE A UNUI OȚEL CU CONȚINUT SCĂZUT DE CARBON, LA DIFERITE TEMPERATURI

V. SAFTA

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

În lucrare se analizează influența stării de tensiune asupra comportării mecanice la tracțiune a unui oțel feritic în intervalul de temperaturi cuprins între —90 și +600 °C.

Evoluția principalelor caracteristici mecanice — σ_c, σ_r și ψ — în funcție de temperatură, pentru α_k parametru, a pus în evidență apariția fenomenului de îmbătrînire prin deformare. Pe baza teoriei dislocațiilor s-a dat o interpretare faptului că durificarea în domeniul 150—350 °C nu a afectat limita de curgere.

S-a stabilit că izotermele ridicate în diagramele $\sigma_r = f_1(k)$ și $\sigma_c = f_2(k)$ pentru 10 nivele de temperatură pot fi reprezentate în intervalul —90 ... +375 °C prin niște relații exponențiale de forma $k = a\,e^{n\sigma_c}$, unde $k = f(\alpha_k)$, α_k — fiind coeficientul teoretic de concentrare a tensiunilor.

S-a pus în evidență de asemenea că variația stării de tensiune în limitele determinate de $\alpha_k = 1{,}0 \ldots 3{,}6$ manifestă o influență mai puternică asupra lui σ_c și ψ decît variația temperaturii în limitele —90 ... +600 °C.

Comportarea mecanică a metalelor este determinată de factori de natură constructivă (forma și mărimea piesei), de factori de natură tehnologică (compoziția chimică, structura și mărimea granulației), precum și de factori de exploatare (temperatura, viteza de solicitare, agresivitatea mediului etc ...).

Mărirea gradului de multiaxialitate a stării de tensiune, mărirea vitezei de solicitare, scăderea temperaturii, micșorează deformabilitatea metalelor în general, provocînd prin aceasta o mărire a susceptibilității lor la fragilizare. Practica a dovedit că cele mai frecvente catastrofe de rupere fragilă,

produse în special la construcțiile mari sudate, apar ca rezultat al suprapunerii influenței a cel puțin doi din factorii enumerați.

In timp ce dependența caracteristicilor mecanice de rezistență de viteza de solicitare și de temperatură a fost în mare măsură lămurită, încercările făcute pentru stabilirea influenței gradului de multiaxialitate a stării de tensiune asupra comportării mecanice, întîmpină serioase neajunsuri. Ele rezidă în primul rînd din faptul că repartiția tensiunilor în zonele de concentrare ale acestora poate fi stabilită numai în domeniul deformațiilor elastice și elasto-plastice mici, la care deformațiile plastice nu depășesc ordinul de mărime al deformațiilor elastice. In al doilea rînd, ele rezultă din imposibilitatea realizării unor stări de tensiune cu multiaxialitate pronunțată, care să fie cît de cît omogene, spre a putea fi investigate cu mijloacele experimentale care ne stau la dispoziție. In al treilea rînd, trebuie adăugat că însăși stabilirea unui criteriu pentru caracterizarea cantitativă a unei stări multiaxiale de tensiune este o problemă care nu a găsit o rezolvare riguroasă pînă în momentul de față.

Alături de cercetările din domeniul fluajului, studiul comportării metalelor pe baza principalelor caracteristici mecanice, obținute prin încercări statice obișnuite la temperaturi ridicate, la care factorul „timp" poate fi neglijat, prezintă o importanță deosebită pentru aprecierea proceselor de sudare, studiul fisurării, pentru construcția rachetelor, unde durata de solicitare maximă este din ce în ce mai mică, etc . . . . Din această grupă de preocupări se menționează studiile legate de stabilirea dependenței de temperatură a modulului de elasticitate [1] — [9], a coeficientului Poisson [4], [5], [10], [11], a durității [12] — [14], rezistenței la rupere [13], [15] — [28], [32], limitei de curgere [13], [17], [26], [33], contracției și alungirii [18], [21], [26], [29] și rezilienței [17], [24].

In general modulul de elasticitate se micșorează cu creșterea temperaturii [9], aproximativ liniar pînă la 500—600 °C [3], [6], [7] la oțelurile feritice și pînă la 700—800 °C la oțelurile austenitice, urmată de o scădere mai accentuată [1], [2], [4], [5].

Coeficientul Poisson marchează o creștere în intervalul de temperatură 0—700 °C, la început insensibil pînă la 200 °C [11], apoi mai rapid decît variația liniară ; în întreg domeniul însă variațiile sînt de 6—7% [2], [4]. La temperaturi mai mari, producîndu-se deformații plastice importante, coeficientul Poisson tinde spre valoarea 0,5 [10].

Duritatea la cald scade cu mărirea temperaturii, ajungînd la 600—700°C, aproximativ 30—40% din valoarea corespunzătoare la temperatura mediului ambiant [12]. In intervalul 200—300 °C se formează în majoritatea cazurilor un palier ; la oțelurile moi semicalmate și în special la cele necalmate, în acest interval se produce o creștere substanțială a durității [32]. Raportul dintre duritatea Vickers și rezistența la rupere la tracțiune variază în limite largi cu temperatura. La o gamă mare de oțeluri valoarea acestui

raport este 2,75 la temperatura ambiantă și scade sub valoarea 2,0 la 400 °C [14].

Rezistența la rupere la tracțiune scade în general cu mărirea temperaturii. La majoritatea oțelurilor nealiate însă, mai ales la cele moi și semidure necalmate, micșorarea rezistenței pînă la temperaturi de 100—150 °C este urmată de o mărire considerabilă în domeniul fragilității la albastru [14], [18], [26], [32], iar apoi de o scădere bruscă. La oțelurile aliate cu nichel se produce o micșorare monotonă a rezistenței pînă la 500 °C, urmată de o scădere bruscă.

Limita de curgere scade aproape constant cu mărirea temperaturii [14], [26] cu toate că unii autori constată în domeniul durificării o mărire evidentă [32], [33].

Alungirea și contracția variază simțitor cu temperatura. La oțelurile nealiate, variațiile sînt aproximativ inverse față de cele ale rezistenței la rupere [18], [26]. Ele se mențin în limite foarte mari chiar și la oțelurile aliate unde la temperatura de 600 °C s-au obținut minime ale valorilor contracției, de cca. 20% [25].

In problema cercetării influenței stării de tensiune asupra caracteristicilor mecanice la temperaturi ridicate, se cunosc în special studii de rezilință efectuate în general într-un domeniu foarte limitat în privința gradului de multiaxialitate, precum și studii de fluaj de scurtă durată [19], [29] — [31], la care desigur efectul „timp" afectează hotărîtor caracteristicile analizate.

In lucrare se urmărește evidențierea influenței gradului de multiaxialitate a stării de tensiune, într-o gamă largă de temperatură, asupra principalelor caracteristici de rezistență la tracțiune a unui oțel cu conținut scăzut de carbon.

STAREA DE TENSIUNE ȘI NOȚIUNI TEORETICE PRIVITOARE LA RUPEREA METALELOR

Starea de tensiune într-un punct oarecare a unui solid deformabil, omogen și izotrop, este complet și univoc definită prin tensorul tensiunilor, respectiv prin componentele după direcțiile principale ale acestuia $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$.

In domeniul elastic ea poate fi stabilită pentru majoritatea formelor geometrice caracteristice de concentratori de tensiune pe baza relațiilor deduse de H. Neuber [34], admițînd un criteriu capabil să o caracterizeze.

In domeniul elasto-plastic și mai ales în domeniul plastic, variația tensiunilor a putut fi stabilită numai pentru cazul particular al probelor cilindrice și prismatice la care starea monoaxială de tensiune se menține pînă în stadiul final al procesului de deformare, cînd începe să se manifeste fenomenul stricțiunii [35] — [39] (*fig. 1*). Pentru cazul mai general al stării

triaxiale neomogene există unele încercări de extindere a teoriei valabile în domeniul elastic [40], [41]. Soluțiile propuse însă nu au fost încă verificate experimental sub toate aspectele, pentru a putea fi integral acceptate. Dificultățile trebuie atribuite numărului mare de parametri care influențează comportarea metalului în zona concentratorului de tensiune.

Se știe că prin vîrful de tensiune, gradientul ei și zona plastică formată la baza concentratorului, precum și prin starea triaxială de tensiune produsă în interiorul secțiunii maxim solicitate, în procesul deformației plastice au loc modificări ale profilului concentratorului, gradului de izotropie [40], [42], [43], [44], limitei de curgere, rezistenței la rupere și într-o măsură oarecare chiar și ale rezistenței la separare [41], [45], [46].

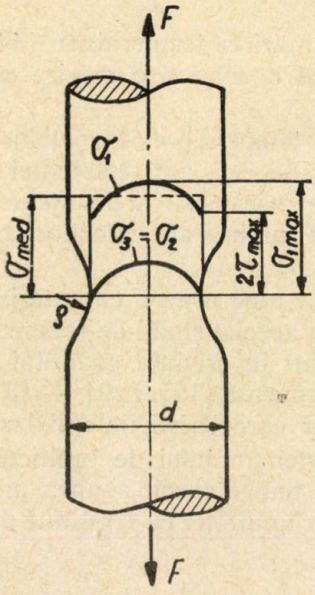


Fig. 1. Variația tensiunii principale longitudinale σ_1, în secțiunea minimă deformată, a epruvetei cilindrice netede supuse la solicitarea de tracțiune.

Modificarea limitei de curgere este pusă în evidență prin condiția de plasticitate Saint-Venant

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_c \qquad (1)$$

sau Mises

$$\sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2]} = \sigma_c \qquad (2)$$

Cu alte cuvinte, odată cu producerea tensiunilor $\sigma_2 > 0$ și $\sigma_3 > 0$, are loc o mărire a limitei de curgere.

Deformațiile plastice se amorsează în punctul de solicitare maximă (*fig. 2 a*), adică la baza concentratorului de tensiune, în momentul în care tensiunea de vîrf atinge valoarea limitei de curgere a materialului. Curgerea aparentă se declanșează numai după ce deformațiile plastice pătrunzînd în interiorul probei, cuprind o zonă considerabilă, sau chiar întreaga secțiune (*fig. 2 b* și *c*), depinzînd de intensitatea concentratorului de tensiune. Întrucît însă în interior starea de tensiune este triaxială și întrucît la majoritatea metalelor procesul deformației este însoțit de fenomenul ecruisării, pătrunderea în interior a deformațiilor plastice este posibilă numai prin mărirea tensiunii σ_1, deci prin mărirea corespunzătoare a solicitării.

Modificarea rezistenței la rupere poate fi evidențiată analizînd natura distrugerii metalelor — rupere prin alunecare, separare sau rupere mixtă.

Notînd prin τ_{max} tensiunea tangențială maximă și prin σ_1 tensiunea normală maximă în domeniul considerat, ca urmare a aplicării solicitării exte-

rioare și prin τ_f și σ_s rezistența materialului la forfecare (alunecare), respectiv separare, condiția de producere a alunecării este dată de inegalitatea

$$\frac{\tau_{max}}{\sigma_1} > \frac{\tau_f}{\sigma_s} \tag{3}$$

iar condiția de producere a ruperii prin separare [40], de inegalitatea

$$\frac{\tau_{max}}{\sigma_1} < \frac{\tau_f}{\sigma_s}. \tag{4}$$

Se constată că prin mărirea gradului de multiaxialitate a stării de tensiune, exprimat într-o primă aproximație prin raportul σ_3/σ_1. [47], unde $\sigma_3 > 0$, natura ruperii se deplasează spre ruperea prin separare și invers.

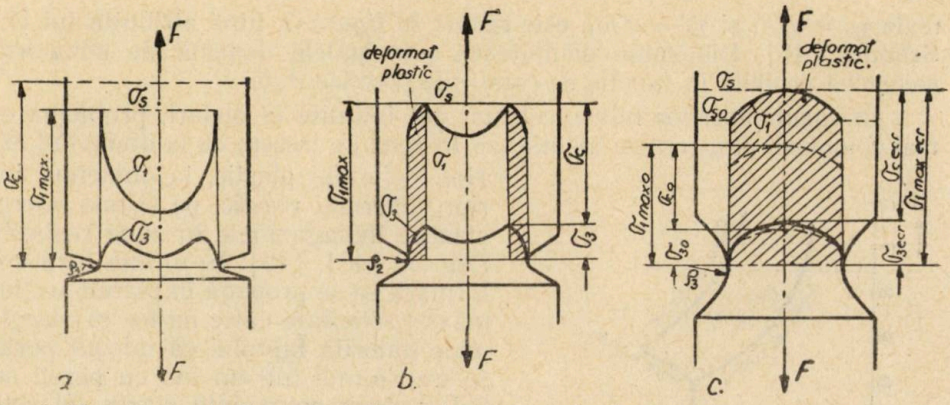


Fig. 2. Variația tensiunilor principale σ_1 și σ_3 în zonele de concentrare a tensiunii pentru diferite raze de racordare la baza concentratorului:

a — rupere quasi fragilă, limita de curgere nu a fost atinsă încă la suprafața probei; b — rupere tenaco-fragilă; deformarea plastică a cuprins o parte din secțiune, miezul a rămas în stadiu elastic; c — rupere complet tenace; întreaga secțiune a fost deformată plastic înainte de atingerea rezistenței la separare.

La metalele tenace și la concentratorii de intensitate mai mică, ruperea se produce prin depășirea rezistenței la forfecare τ_f de către tensiunile tangențiale maxime τ_{max}, relația (3). Influența concentrării tensiunii apare prin efectul global, integrat, al intensității de manifestare a tensiunilor radiale și tangențiale în secțiunea concentratorului.

La metalele cu tendințe naturale spre o rupere mai fragilă, sub influența unor concentratori de tensiune de intensitate mare, ruperea se produce prin depășirea rezistenței la separare σ_s de către tensiunea maximă longitudinală σ_1, relația (4). În aceste cazuri determinantă pentru rezistența la rupere devine tensiunea maximă longitudinală de la baza concentratorului, întrucît

deformațiile plastice se produc într-o zonă foarte limitată în imediata vecinătate a acesteia.

Din punctul de vedere al rezistenței la rupere deci, gradul de multiaxialitate a stării de tensiune din interiorul probei joacă un rol mai important la ruperea prin alunecare și maclare, pe cîtă vreme vîrful de tensiune în cazul stării fragile. De aceea, odată cu mărirea gradului de multiaxialitate rezistența la rupere se mărește în general în primul caz, respectiv se micșorează în cel de-al doilea caz.

Cea mai completă reprezentare a stării mecanice a unui metal în funcție de gradul de multiaxialitate a stării de tensiune, exprimată de fapt prin puterea de plastifiere

$$\pi = \sqrt{1+\eta_2^2+\eta_3^2+\eta_2\eta_3-\eta_2-\eta_3} \qquad (5)$$

unde $\eta_2 = \sigma_2/\sigma_1$ și $\eta_3 = \sigma_3/\sigma_1$, este redată în *figura 3*, fiind atribuită lui H.M. Schnadt [48]. Diagrama delimitează principalele domenii de comportare mecanică posibilă în funcție de condițiile practice date.

În cazul ruperilor mixte, cel mai des întîlnite la oțeluri, problema este mai complexă. Ruperea se amorsează în zona de trecere de la domeniul exterior, deformat plastic, la domeniul interior, deformat elastic, pe seama energiei elastice înmagazinate în zona respectivă *(fig. 2)* [40], [42]. În ultima fază a deformării ea se propagă în planul secțiunii maxim solicitate către mijloc și margine, unde datorită faptului că miezul portant se transformă într-un tub cu pereți subțiri și drept consecință starea de solicitare devine biaxială, cedarea se produce prin alunecare și prin formare de macle. În aceste cazuri rezistența la rupere la tracțiune poate să scadă sau să crească în funcție de material și de intensitatea concentrării tensiunii. Modificări dintre cele mai sensibile a celorlalte condiții — temperatură, viteză de solicitare ș. a. — pot determina schimbarea naturii ruperii.

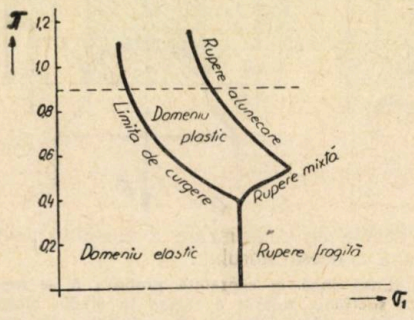


Fig. 3. Diagrama de bază a oțelului, după Schnadt [48].

Multitudinea factorilor care grevează asupra comportării mecanice a metalelor fac imposibilă determinarea de fapt a caracteristicilor lor pure. Problema reclamă cunoașterea deformațiilor și tensiunilor reale în diferite zone studiate, corespunzătoare diferitelor stadii ale procesului de deformare, ceea ce impune în tot mai mare măsură analiza microscopică și submicroscopică a acestui proces, precum și corelarea lui cu aspectele macroscopice cunoscute.

MATERIALUL STUDIAT — CONDIȚII DE EXPERIMENTARE

În cadrul lucrării s-a utilizat un oțel nealiat cu conținut scăzut de carbon, în stare normalizată, avînd compoziția chimică și caracteristicile mecanice de bază de mai jos.

Compoziția chimică, %					Caracteristicile mecanice			
C	Mn	Si	P	S	$\sigma_r \frac{kgf}{mm^2}$	$\sigma_c \frac{kgf}{mm^2}$	δ_5%	ψ%
0,11	0,35	0,31	0,016	0,011	44,0	32,0	34,0	67,0

Multiaxialitatea stării de tensiune s-a realizat prin împiedicarea contracției transversale cu ajutorul concentratorilor. Cum împiedicarea deformației depinde de geometria concentratorului, gradul de multiaxialitate a stării de tensiune a fost modificat prin alegerea corespunzătoare a formei acestuia.

S-au utilizat concentratori de tensiune cu profil *V*, echivalent profilului teoretic (hiperbolic), *figura 4.*, cu ajutorul cărora s-a obținut următoarea gamă de coeficienți teoretici de concentrare α_k = 1,0, 1,50, 1,70, 2,19, 2,68 și 3,60 unde

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{1\ max}}{\sigma_n} \tag{6}$$

în care σ_n este tensiunea nominală. În tabela care însoțește *figura 4*, pe lîngă elementele geometrice sînt calculate și valorile coeficientului de formă

$$k = \frac{a}{\rho} = 4 \cdot \frac{1}{\rho}. \tag{7}$$

Folosind relațiile clasice pentru determinarea lui α_k [49], a fost stabilită dependența $\alpha = f(k)$, (*fig. 5*) exprimată cu ajutorul relației simple:

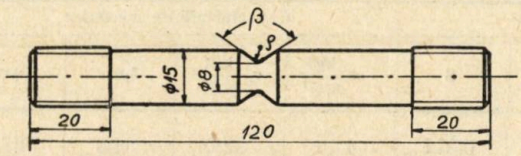
$$\alpha_k = 1{,}14\, k^{0{,}45}. \tag{8}$$

Relația (8) dă o precizie foarte bună în domeniul $3 < k < 50$; pentru domeniul $k < 3$ se va utiliza relația:

$$\alpha_k = 1{,}41\, k^{0{,}25}. \tag{9}$$

Utilizarea lui α_k, respectiv k pentru aprecierea gradului de multiaxialitate a stării de tensiune este foarte practică fiind independentă de proprietățile materialului și cunoscută larg pentru diferite forme [34], [49]. Pe de altă parte diferitele criterii propuse în acest scop [47], [50], [51] nu sînt riguroase, deoarece la oricare din ele, exceptînd criteriul $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3\sigma_1$, unei valori date îi corespund mai multe combinații între tensiunile principale.

Epruvetele au fost solicitate la tracțiune la următoarele 10 nivele de temperatură : —90, —70, —30, 20, 150, 300, 375, 450, 525 și 600°C. Temperaturile de încercare au fost realizate într-un recipient dublu de răcire cu aer lichid, respectiv într-un cuptor electric cu rezistență, adaptat la o mașină universală de 10 tf. Temperatura a fost măsurată cu un termocuplu constantan-manganin, al cărui perlă s-a plasat cu ajutorul unui dispozitiv pe suprafața concentratorului, la baza sa. Timpul de răcire, respectiv de încălzire a fost de aproximativ 20 minute.



ρ(mm)	β°	α_k	k
∞	180	1,00	0
3	100	1,50	1,33
2	90	1,70	2,00
1	75	2,19	4,00
0,6	60	2,68	6,66
0,3	45	3,60	13,33

Fig. 4. Tipul epruvetei utilizate, geometria concentratorului și valorile coeficientului teoretic de concentrare a tensiunii α_k și ale coeficientului de formă k.

La fiecare nivel de temperatură s-au efectuat un număr de trei determinări, stabilindu-se rezistența la rupere σ_r, limita de curgere aparentă σ_c și contracția transversală ψ.

Pentru asigurarea unei încărcări axial-concentrice, tijele de tracțiune au fost prevăzute cu o articulație sferică.

Viteza de solicitare, corespunzătoare domeniului deformațiilor elastice a fost de 3,0 kgf/mm²/s

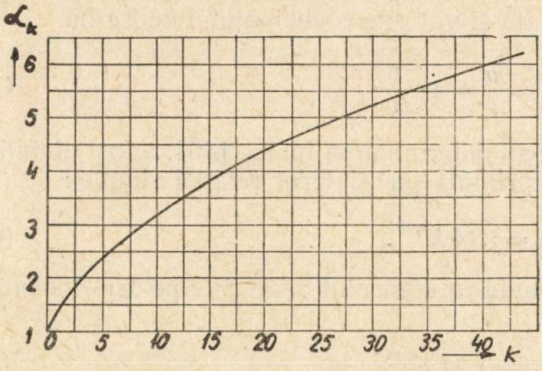


Fig. 5. Curba reprezentînd dependența $\alpha_k = f(k)$ pentru tipul de epruvetă utilizat.

REZULTATELE OBȚINUTE — ANALIZA ȘI INTERPRETAREA LOR

Pe baza rezultatelor obținute, centralizate în *tabelele 1—3*, s-au trasat familiile de curbe pentru cele 6 valori ale coeficientului teoretic de concentrare, reprezentînd variația în funcție de temperatură a rezistenței la rupere $\sigma_r = f_1(T)$, *figura 6*, a limitei de curgere $\sigma_c = f_2(T)$, *figura 7* și a contracției transversale $\psi = f_3(T)$, *figura 8*.

Alura acestor curbe este foarte asemănătoare. Luînd ca referință valorile înregistrate la temperatura ambiantă, în domeniul temperaturilor joase se observă o mărire sensibilă a rezistenței la rupere și a limitei de curgere.

Tabela 1

Valorile limitei de curgere aparente σ_c obținute la diferiți concentratori de tensiune α_k și la diferite temperaturi de încercare T

σ_c kgf/mm² / T °C	α_k=1,0			α_k=1,50			α_k=1.70			α_k=2,19			α_k=2,68			α_k=3,60		
	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Niu..	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.
−90						68,4			73,0	76,4	79,0	77,7	81,7	83,9	82,8			89,2
−70	48,6	50,7	49,7	59,3	61,3	60,2	63,8	64,7	64,3	70,5	71,5	70,9	74,5	76,5	75,7	80,0	82,2	81,3
−30	42,4	43,9	43,0	54,0	54,4	54,3	55,7	57,1	56,4	62,5	63,9	63,9	67,5	68,0	67,8	69,1	71,0	70,2
20	37,6	39,3	38,1	46,4	48,7	47,8	51,4	52,4	52,0	56,5	57,4	56,8	60,4	63,4	61,9	63,3	64,4	63,7
150	32,3	36,3	34,7	43,9	45,3	44,6	46,9	47,9	47,5	52,7	52,8	52,8	55,8	57,9	57,1	58,0	59,8	59,2
300	31,4	34,8	33,5	41,4	43,5	42,4	44,8	46,4	45,6	51,8	52,2	52,0	54,4	54,6	54,6	55,8	59,4	57,8
375	28,9	33,5	30,8	39,7	41,1	40,5												

Tabela 2

Valorile rezistenței la rupere σ_r obținute la diferiți concentratori de tensiune α_k și la diferite temperaturi de încercare T

σ_r kgf/mm² / T °C	σ_k=1,0			α =1,50			α_k=1,70			α_k=2,19			α_k=2,68			α_k=3,60		
	Min.	Max,	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med	Min.	Max.	Med.
−90			54,0			74,3			77,8	80,4	82,5	81'5	85,4	86,6	86,0			91,0
−70	49,0	51,7	50,5	66,0	68,2	67,0	71,4	73,2	72,0	76,6	78,2	77,4	79,8	82,5	81,3	82,2	87,3	84,6
−30	45,7	46,0	45,8	62,3	64,8	63,5	64,7	65,8	65,3	72,0	73,6	73,0	75,4	75,6	75,5	77,1	78,5	77,8
20	41,8	45,0	43,4	57,5	60,2	59,1	64,0	64,7	64,3	66,2	68,2	67,5	70,6	73,5	72,2	73,3	74,2	73,8
150	43,0	45,2	44,1	54,2	57,6	56,3	63,5	65,4	64,2	69,0	70,9	70,0	68,7	70,3	69,5	76,1	77,3	76,9
300	59,9	63,4	61,1	73,3	75,6	74,3	77,2	81,6	79,3	84,6	88,8	86,0	87,2	90,4	89,1	87,3	90,1	88,9
375	55,9	61,3	57,8	77,5	78,8	77,9	79,0	80,6	79,8	81,8	84,7	83,0	84,6	87,6	85,9	80,7	83,7	82,3
450	45,0	46,4	45,6	73,9	74,7	74,3	68,3	73,0	69,8	68,6	71,2	70,1	69,3	74,0	71,3	65,8	71,7	69,6
525	28,7	30,2	29,5	44,8	47,4	45,9	44,2	46,2	45,1	45,6	49,0	47,5	45,4	50,1	47,4	48,2	50,2	49,2
600	18,3	21,4	19,8	28,1	29,2	28,6	29,3	31,0	30,1	31,5	33,1	32,4	24,9	27,0	26,2	26,6	28,4	27,2

Tabela 3

Valorile contracției transversale ψ obținute la diferiți concentratori de tensiune α_k și la diferite temperaturi de încercare T

T °C \ ψ%	α_k=1,0			α_k=1,50			α_k=1,70			α_k=2,19			α_k=2,68			α_k=3,60		
	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min.	Max.	Med.	Min,	Max.	Med.
−90						54,1			54,9	53,8	54,0	53,9	47,3	49,0	48,2			
−70	69,2	73,3	70,6	60,6	62,9	61,7	57,5	58,7	58,2	52,8	55,2	53,7	49,3	51,8	50,7	42,2	44,6	43,5
−30	74,1	76,1	75,0	58,1	64,2	61,2	61,4	62,2	61,8	55,0	56,1	55,5	53,5	53,9	53,7	46,1	48,0	47,0
20	72,0	74,8	73,4	59,5	65,1	62,1	58,5	58,8	58,7	56,3	59,7	57,2	53,0	54,2	53,5	43,8	44,3	44,1
150	69,1	71,0	69,7	57,7	58,9	58,2	51,2	52,9	52,2	46,8	50,6	48,7	43,1	45,4	44,0	30,7	36,5	34,0
300	58,8	62,4	60,8	43,8	48,1	46,2	43,4	44,0	43,7	40,3	42,6	41,2	24,1	28,0	26,0	17,6	21,3	19,3
375	63,5	65,8	64,9	41,6	45,4	43,0	41,7	45,1	43,4	39,2	41,8	40,3	26,0	29,5	27,3	22,0	28,5	25,0
450	73,1	76,2	74,6	46,9	48,8	47,7	45,7	48,3	46,9	46,5	47,9	47,4	46,4	50,0	48,0	36,6	38,3	37,2
525	72,2	75,1	74,2	60,8	65,1	62,6	63,6	64,6	64,1	38,3	60,1	59,4	58,2	60,3	59,4	50,0	53,3	51,8
600	74,6	78,7	76,9	58,5	61,6	59,9	55,2	60,2	57,9	47,5	53,0	50,8	48,4	52,9	50,7	46,2	50,0	48,0

respectiv o micșorare a contracției transversale, în concordanță cu literatura [29], [41]. La temperaturi superioare mediului ambiant, limita de curgere scade monoton pînă la 300—375°C, în timp ce rezistența la rupere și contracția transversală prezintă variații substanțiale. Rezistența la rupere prezintă un minim în intervalul 20—150°C, o creștere însemnată și un maxim

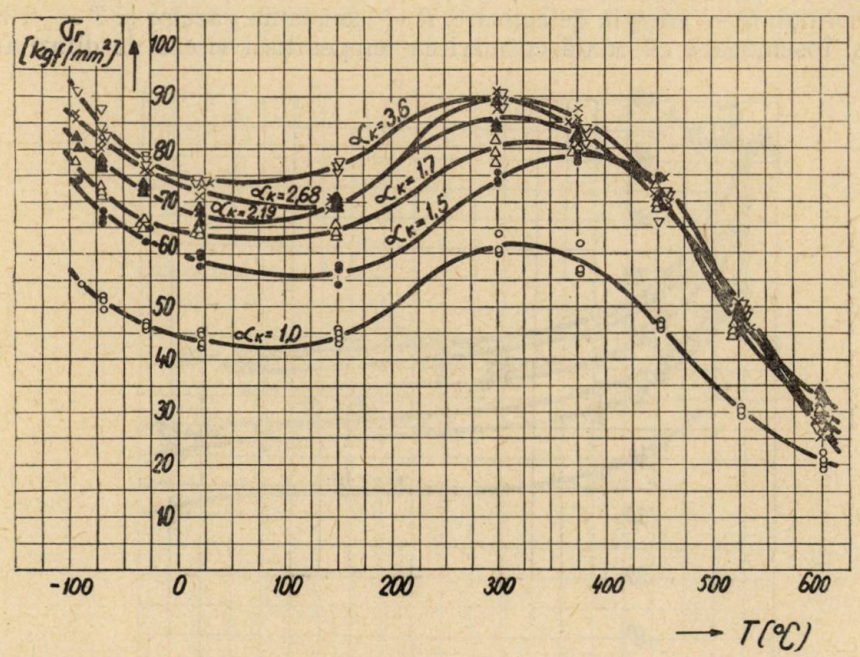


Fig. 6. Variația rezistenței la rupere în funcție de temperatură $\sigma_r = f(T)$ pentru diferite valori α_k.

în intervalul 150—350 °C, urmat de o scădere bruscă la temperaturi peste 350 °C. Contracția transversală urmează o variație aproximativ inversă față de rezistența la rupere, fapt confirmat și de alte lucrări [18], [26], [52].

Explicarea variațiilor sesizate în diagramele din *figurile 6—8,* poate fi găsită în mecanismul interacțiunii complexe dintre dislocații și atomii străini, elucidat din punct de vedere calitativ pentru o serie de condiții — temperatură, grad de suprasaturație a soluției, mărimea granulelor, gradul de dispersare a impurităților în planurile de alunecare — de teoriile de dislocație [53], [54], [55].

La oțelul feritic, ca și la celelalte metale de tranziție, carbonul și azotul formează soluții solide interstițiale. În procesul deformației acești atomi de C și N difuzează și se grupează în jurul dislocațiilor, formînd norii Cottrell [56], [57], care constituie obstacole în desfășurarea alunecărilor, prin bloca-

rea liniilor de dislocare. Intrucît procesul de difuziune este un proces termic activat, fiind descris de relația :

$$V = Ae^{-Q/RT} \tag{10}$$

în care V — este viteza de difuziune, A — constantă dependentă de structura materialului, Q — energia de activare, R — constanta gazelor și T — temperatura, însemnează că odată cu mărirea temperaturii viteza de difuziune a

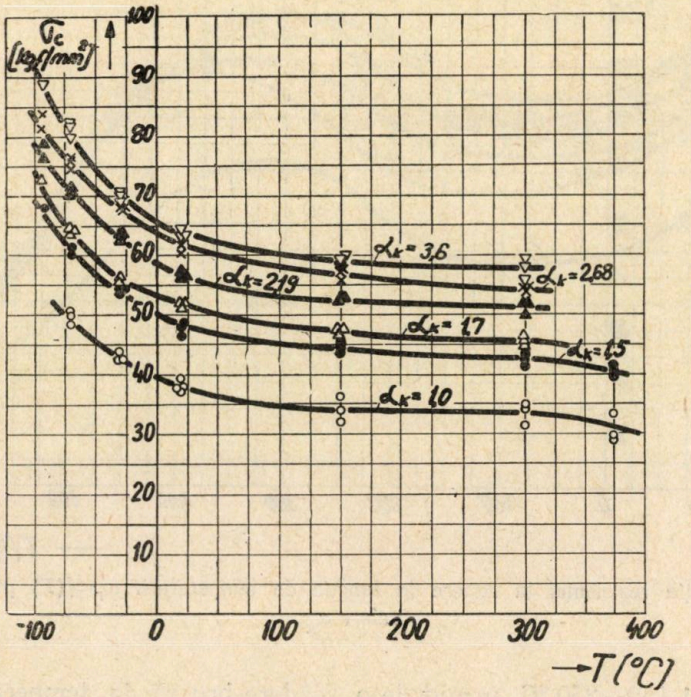


Fig. 7. Variația limitei de curgere în funcție de temperatură $\sigma_c = f(T)$ pentru diferite valori α_k.

atomilor de C și N poate deveni suficient de mare pentru a însoți deplasarea dislocărilor. Aceasta explică dispariția limitei de curgere aparente la temperaturi mai mari de 300—375°C. Faptul că palierul de curgere persistă pînă la temperaturi mai mari decît cele obișnuite pentru oțeluri similare [58] se datorește vitezelor mai mari de solicitare utilizate la încercările efectuate. Influenței vitezei de solicitare se atribuie și valorile relativ mai ridicate ale limitei de curgere [59], [60].

Mărirea rezistenței la rupere și scăderea contracției transversale în domeniul de temperaturi 150...300 (350)°C se datorește fenomenului de

îmbătrînire prin deformare [14], [52], [61]. In acest interval de temperatură, în zonele plastic deformate, se produce o intensificare a procesului de blocare. Ea este cauzată de mărirea vitezei de difuziune a atomilor interstițiali C și N, odată cu mărirea temperaturii, respectiv de ridicarea considerabilă a densității dislocărilor * în cristalele deformate plastic și ca atare a numărului

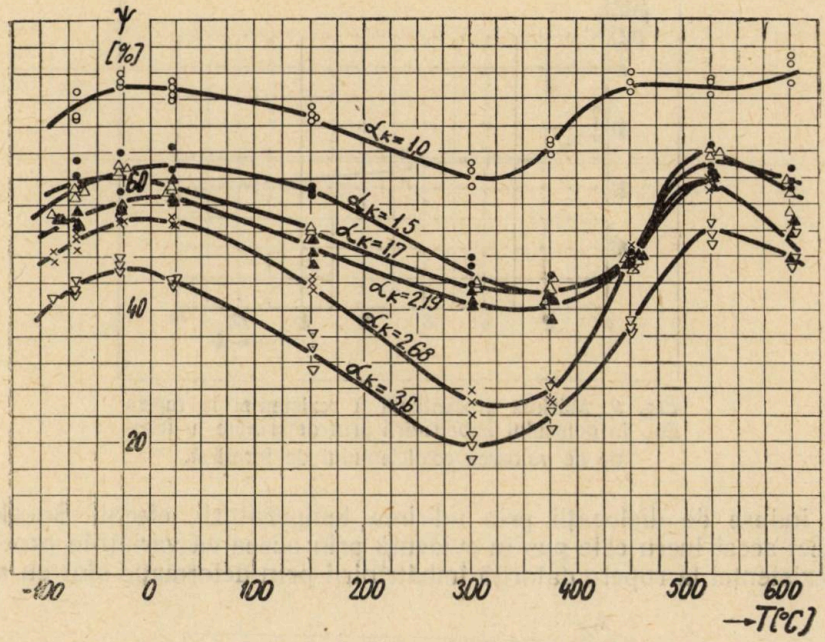


Fig. 8. Variația contracției transversale în funcție de temperatură $\psi=f(T)$ pentru diferite valori α_K.

liniilor de dislocare [62]. Cum solubilitatea și viteza de difuziune a atomilor de N în acest domeniu este mai mare decît a atomilor de C, ponderea mai mare în acest proces revine atomilor de N [18], [63]. In zonele cu densitate mare de dislocații blocarea mai este susținută și de procesul de precipitare pe dislocații a atomilor de C proveniți din carburi [64].

Prin blocarea alunecărilor tensiunile de forfecare necesare pentru continuarea deformării devin mai mari. Concomitent are loc și o micșorare corespunzătoare o contracției transversale.

Se remarcă că maximele curbelor $\sigma_r = f_1(T)$ coincid aproape perfect cu minimele curbelor $\psi = f_3(T)$.

* densitatea dislocărilor în cristalele plastic deformate atinge 10^{11}—10^{12} dislocări/cm² față de aproximativ 10^8 dislocări/cm² în cristalele nedeformate.

Faptul că limita de curgere nu prezintă o creştere *(fig. 7)*, semnalat de altfel şi în alte lucrări [14], [26], [65], îşi găseşte explicaţia în eficacitatea mai mică a blocărilor, care se pot produce la deformaţii mai mici — de ordinul celor care produc curgerea aparentă — şi în efectul de reordonare a tensiu-

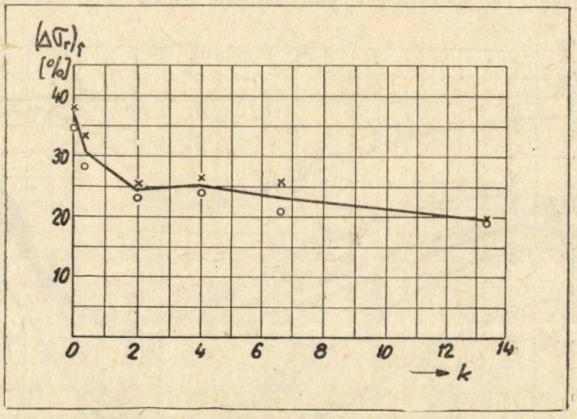


Fig. 9. Mărirea procentuală a rezistenţei la rupere $\Delta\sigma_r$ în domeniul îmbătrînirii prin deformare în funcţie de valoarea coeficientului de formă k.

nilor induse de dislocaţii prin mărirea temperaturii, efectul Snoek [66]. Indirect acest lucru este pus în evidenţă prin aceea că variaţiile procentuale ale rezistenţei la rupere datorită îmbătrînirii prin deformaţie sînt cu atît mai

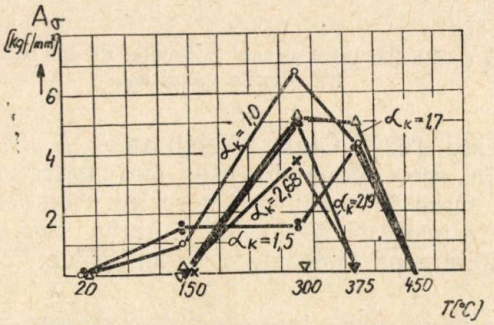


Fig. 10. Amplitudinea oscilaţiilor în funcţie de temperatură, pentru diferite valori α_k.

mari, cu cît concentratorul de tensiune este mai mic şi deformaţiile plastice mai mari *(fig. 9)*.

La temperaturi peste 300—350°C efectul îmbătrînirii se diminuează şi dispare treptat [67], [68], deoarece pe de o parte se măreşte mobilitatea

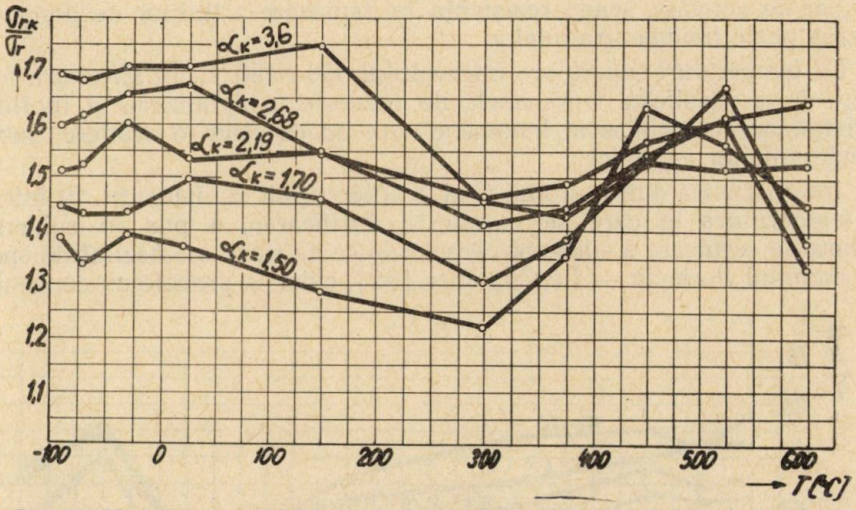


Fig. 11. Variația rezistenței la rupere a probelor cu concentratori de tensiune față de probele având $\alpha_k=1$, în funcție de temperatură.

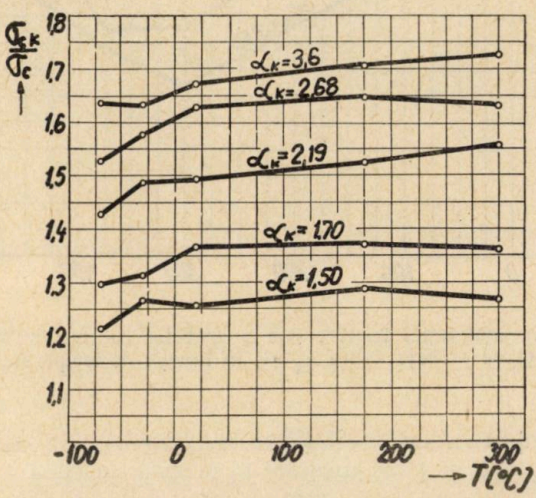


Fig. 12. Variația limitei de curgere a probelor cu concentratori de tensiune față de probele având $\alpha_k=1$, în funcție de temperatură.

atomilor străini, iar pe de altă parte, prin mărirea componentei termice a energiei de activare, scade rezistența la deplasare a liniilor de dislocare la trecerea peste limitele granulelor.

La temperaturi superioare intervalului 400—450 °C, în structura feritică încep să se manifeste fenomenele de relaxare, poligonizare și în final de recristalizare propriu zisă, fenomene care au ca efect o scădere subită a caracteristicilor mecanice.

Interacțiunea dintre atomii C și N interstițiali și dislocații, în intervalul de temperatură în care se manifestă durificarea, a pus în evidență pe ramura de ecruisare a curbelor caracteristice de tracțiune oscilațiile specifice fenomenului Portevin — Le Chatelier [52], chiar la probele cu concentratori

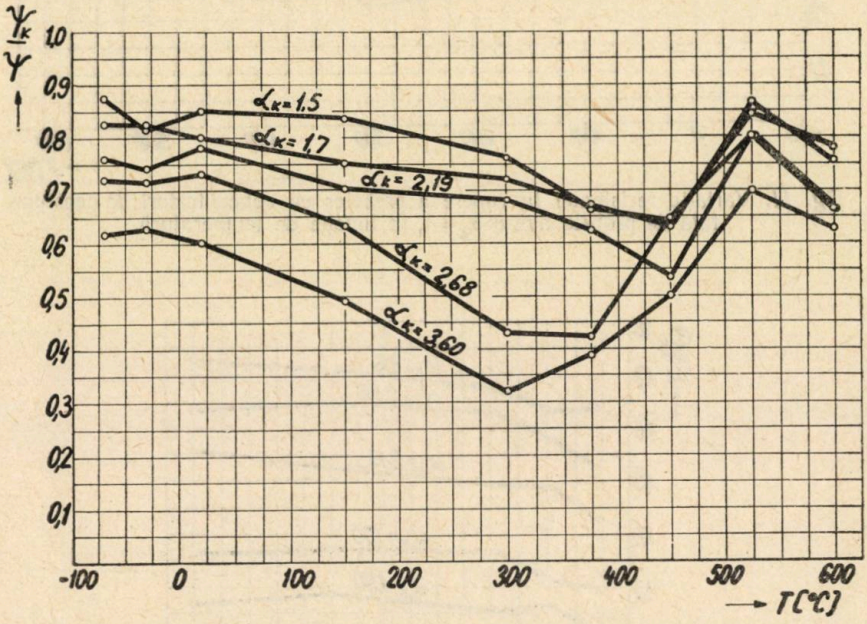


Fig. 13. Variația contracției transversale a probelor cu concentratori de tensiune față de probele având α_k=1, în funcție de temperatură.

de tensiune. Amplitudinea oscilațiilor maxime A_σ a atins 6,7 kgf/mm² la probele având $\alpha_k = 1$, și 4—5 kgf/mm² la probele cu $\alpha_k = 1{,}5 \ldots 2{,}68$ *(fig. 10)*. La concentratorul maxim (α_k=3,6) oscilațiile au fost practic nesesizabile.

Toate caracteristicele analizate manifestă o dependență vizibilă de gradul de multiaxialitate a stării de tensiune în tot domeniul temperaturilor inferioare acelora la care se înregistrează efectul maxim al durificării. Așa cum rezultă din *figurile 11—13,* limitele de variație pentru stările de tensiune stu-

diate sînt cuprinse între 20 și 75% pentru rezistența la rupere și limita de curgere și între 10 și 70% pentru contracția transversală.

Influența stării de tensiune este pusă în evidență mai pregnant prin familiile de izoterme $\sigma_c = f_1(k)$, $\sigma_r = f_2(k)$ *și* $\psi = f_3(k)$, *(fig. 14—16)*, care în intervalul de temperaturi —90 ... +375 °C, reprezintă niște funcții exponen-

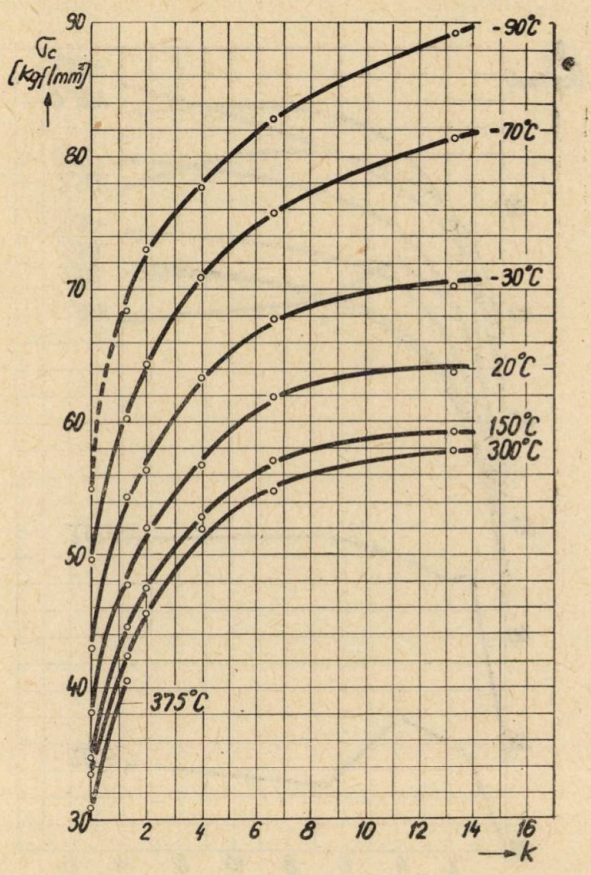


Fig. 14. Familiile de izoterme $\sigma_c = f_1(k)$ pentru diferite temperaturi.

țiale. Pentru limita de curgere aparentă, care satisface cu o bună precizie această relație pînă la valori k = 10, ceea ce corespunde unui coeficient teoretic de concentrare $\alpha_k = 3{,}2$, *(fig. 5)*, este valabilă relația

$$k = ae^{n\sigma_c} \qquad (11)$$

unde a și n depind de material, temperatura de încercare și raportul d/D; valorile n sînt cuprinse în intervalul 0,11 ... 0,13, a însă variază în limite mai largi.

Variațiile procentuale ale rezistenței la rupere, respectiv ale contracției, datorită durificării în intervalul de temperatură 150—350 °C, sînt de asemenea dependente de stare de tensiune.

Un fapt foarte important, care se desprinde încă din analiza rezultatelor obținute, este că starea de tensiune, în limitele analizate, ($\alpha_k = 1{,}0 \ldots 3{,}6$),

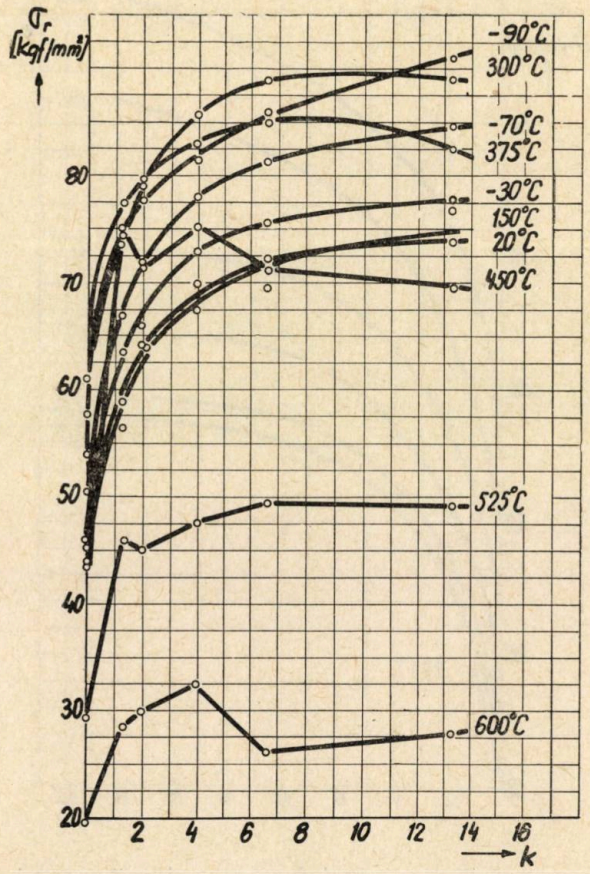


Fig. 15. Familiile de izoterme $\sigma_r = f_2(k)$ pentru diferite temperaturi.

manifestă o influență mai mare decît cea exercitată de temperatură în întreg intervalul de aproape 700 °C, atît asupra limitei de curgere, cît și asupra contracției transversale. Astfel, variația maximă a limitei de curgere datorită influenței temperaturii este de 47,6%, la $\alpha_k = 1$, iar cea determinată de starea de tensiune este de 55%, la $T = 300$ °C ; pentru contracția transversală variația maximă datorită influenței temperaturii este de 91,4%, la $\alpha_k = 1{,}5$,

respectiv de 101% cea determinată de variația stării de tensiune la $T=300$ °C. Efectul celor doi factori asupra rezistenței la rupere nu este comparabil ca și în cazul precedent pentru întregul domeniu α_k, respectiv T. Cu toate aces-

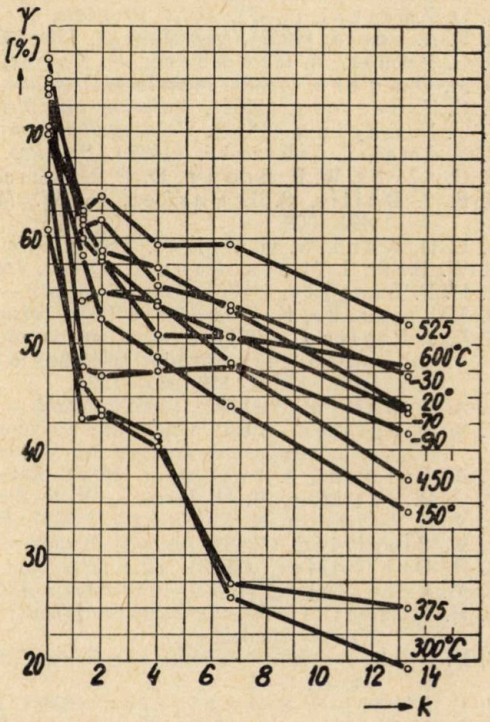


Fig. 16. Familiile de izoterme $\psi=f_3(k)$ pentru diferite temperaturi.

tea, în intervalul 20—450 °C, influența temperaturii determină variații maxime ale rezistenței la rupere de numai 38%, la $\alpha_k=1$, pe cînd starea de tensiune determină variații de 54%, la $T=150$ °C.

BIBLIOGRAFIE

1. M. H. Roberts, J. Nortcliffe, (1947). *Journal Iron and Steel Institute*, 345—348.
2. W. Köster, (1948). *Zeitschrift Metallkunde*, 1—9.
3. C. W. Andrews, (1950). *Metal Progres 1*, 85—89.
4. G. Vidal, P. Lescop, L. Raymondin, (1951). *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, 864—874.
5. G. T. Harris, M. T. Watkins, (1952). *Symposium on high temperature, steels and alloys for gasturbines, London Spec. Rep. Iron Steel Inst., 43*, 85—88.
6. G. Meikle, (1954). *Brit. Steelmaker*, 390—397.
7. N. S. Ruşina, B. N. Einkelstein, (1954). *Dokladî Akad. Nauk. SSSR, 98*, 215—217.

8. C. Boulanger, C. Crussard, (1956). *Mémoires scientifique de la Revue Métallurgie*, 715—728.
9. C. Boulanger, C. Crussard, (1956). *Métaux Corrosion Industrie*, 203—213.
10. B. Pissarewsky, (1948). *Kotloturbostroijenije*, 24.
11. L. Rajmondin, (1955). *Métaux Corrosion Industrie*, 93—104.
12. O. Zmeskal, (1947). *Metal Progress*, 86.
13. E. A. Loria, (1957). *Iron Age, 24*, 132—135.
14. G. Pomey, M. Grumbach, P. Rabbe, (1967). *Revue de Métallurgie, 5*, 447—460.
15. M. Ontgaro, (1948). *Metallurgia Italiana*, 19—28.
16. G. T. Bedford, (1952), *Materials and Methods, 5*, 99—104.
17. G. H. Enzian, (1953). *Welding Research Council*, 605—618.
18. Y. Imai, T. Ishizaki, (1952). *Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ.* Ser. A. 553—574.
19. G. Sachs, W. F. Brown, D. P. Newman, (1953). *Zeitschrift Metallkunde*, 233—239.
20. E. J. Dullis, S. I. Parker, P. ,W. Marschall, (1956). *Transaction A.S.M.* 486—508.
21. E. D. Ward, W. G. Tallis, ASTM, *Special Technical Publication*, **174**, 135—145.
22. W. Barr, I. M. Mackenzie, (1957). *Journal Iron and Steel Institute*, 23—46.
23. H. F. Beeghly, (1956). *Journal Metals — Transaction*, 1664—1670.
24. N. Ymanaka, K. Kusaka, (1956). *Tetsu to Hagané*, 327—333.
25. E. J. Ripling, (1954). Symposium on effect of temperature on the brittle behavior of metals with particular reference to low temperatures. Philadelphia, *Spec techn. publ. ASTM, 158*, 365—373.
26. A. Krüger, J. Müller, (1962). *Draht — Welt*, 362—368.
27. W. Siegfried, (1956). Creep and fracture of metals at high temperature. *Proceedings of a symposium held at the National Laboratory — London*, 221—225.
28. A. Sulmont, J. Ivernel, (1967). *Revue de Métallurgie, 7—8*, 635—648.
29. D. P. Newman, M. H. Jones, W. F. Brown, (1958). *ASTM*, 68.
30. A. E. Johnson, N. E. Frost, (1951). *Engineer* — London, *191*, 434—437.
31. W. Siegfried, (1943). *Journal Applied Mechanics*, 202.
32. P. Oberhoffer, (1925). *Das technische Eisen*, 2 Auflage, Springer Verlag Berlin.
33. M. I. Manjoine, (1950). *Proceedings ASTM*, 50.
34. H. Neuber, (1958). *Kerbspannungslehre*. 2 Auflage, Springer-Verlag, Berlin Göttingen — Heidelberg.
35. E. Siebel, (1925). Berichte der Fachaufschüsse des VDE. *Werkstoffaufschuss Bericht*, **71**, *11*, 1—3.
36. E. Siebel, S. Schwaigerer, (1948). *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, **19**, 145—152.
37. P. W. Bridgman, (1944). *Transaction ASM*, vol. **32**, 553—572.
38. N. N. Davidencov, N. I. Spiridonova, (1945). *Zavodscaia Laboratoriia 6*, 583.
39. J. Aronofsky, (1951). *Journal of Applied Mechanics, 3*, 75—84.
40. G. V. Ujik, (1950).*Soprotivlenie otrivu i procinosti metallov*. Izd. Akad. Nauk SSSR, Moskva—Leningrad.
41. K. Terazawa, M. Otani, (1962). *Doc. IIS/IIW*, nr. IX—322.
42. V. Safta, A. Bernath, (1966). *Revue roumaine des sciences techniques — Série de metallurgie*, **11**, *1*, 59—76.
43. W. Truszkowski, Z. Jasieński, (1963—1964). Journal Inst. of Metals, **92** 225—230.
44. A. Kochendörfer, (1966). *Archiv für das Eisenhüttenwesen, 11*, 877—885.
45. N. N. Davidencov, (1937). *Journal Techniceskoi Fiziki*, **7**, *4*, 343.
46. K. Terazawa, M. Otani, (1965). *Doc. IIS/IIW*, IX—449.
47. A. Kochendörfer, A. Schürenkämper, (1961). *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, **32**, *10*, 681—687.
48. H. M. Schnadt, (1958). *Oerlikon Schweissmitteilungen*, **3**, 14—28.
49. R. E. Peterson, (1959). *Stress concentration design factors*, John Wiley and Sons New-York.
50. H. Dietman, (1964). *Materialprüfung*, **6**, *12*, 438—449.
51. H. M. Schnadt, (1960). *Remarks concerning Doc. IX—242—59*, IIS.

52. B. Jaoul, (1965). *Etude de la plasticité et application aux métaux,* Dunod, Paris.
53. A. H. Cottrell, (1956). *Deformation and flow of solids,* Springer Verlag, Berlin.
54. J. Friedel, (1956). *Les dislocations,* Ed. Gauthier — Villars, Paris.
55. A. Seeger, (1958). *Kristallplastizität, Handbuch der Physik,* Bd. VII, Teil 2 Springer Verlag, Berlin.
56. A. H. Cottrell, B. A. Bilby, (1949). *Proceedings Physical Society,* vol. A-62, 49.
57. C. Crussard, (1950). *Metaux-Corrosion,* 25, 203.
58. I. Hajdu, (1963). Contribuții la studiul influenței temperaturii și vtiezei de încărcare asupra limitei de curgere a unui oțel moale. *Teză de doctorat-Inst, politehnic Timișoara.*
59. A. Nadai, (1954). *Plasticinosti i razrușenie tverdîk* tel. Izd. Inostrannoi literaturî, Moskva.
60. M. J. Manjoine, (1944). *Journal of Applied Mechanics,* 11.
61. E. Houdremont, (1956). *Handbuch der Sonderstahlkunde,* Bd. I, *3* Auflage, Springer-Verlag, Berlin.
62. H. Conrad, (1961). *Journal Iron and Steel Institute,* 198, *8.*
63. E. Schmidtmann, L. Elsing, H. Schenk, (1956). *Archiv für das Eisenhüttenwesen,* 36, *6,* 415—422.
64. A. H. Cottrell, G. M. Leak, (1952). *Journal Iron and Steel Institute,* 172, 301—306.
65. H. L. Pugh, S. S. Chang, B. E. Hopkins, (1963). *Philosofical Magazin,* 8, 753—768.
66. G. Schoeck, A. Seeger, (1959). *Acta Metalurgica* — New York, 7, 469—477.
67. I. A. Oding, (1959). *Strukturnaia teoriia polzucesti metallov, Sovremennî problemî metallurghii,* Izd. Akad. Nauk SSSR Moskva.
68. D. Wilson, B. Russell, (1960). *Acta Metallurgica,* 8, 7.

UN NOU CRITERIU PENTRU APRECIEREA DEGRADĂRII CUMULATIVE ÎN PROCESUL DE OBOSEALĂ A METALELOR

D. CIOCLOV

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Presupunîndu-se existența unei relații generale de echivalență pentru mulțimea stărilor de solicitare prin oboseală, s-a dat o definiție riguroasă noțiunii fenomenologice de degradare prin oboseală și s-au introdus parametrii care caracterizează degradarea. Limita de oboseală după o presolicitare este un astfel de parametru. Analizîndu-se rezultatele experimentale cunoscute, s-a propus o nouă relație care exprimă variația limitei de oboseală în funcție de starea de presolicitare. Din condiția egalității parametrului de degradare, s-a dezvoltat un nou criteriu de degradare cumulativă prin oboseală, aplicabil solicitărilor cu amplitudini care variază în trepte. Criteriul propus pune în evidență efectul ordinei de aplicare a treptelor de solicitare.

Rezultatele experimentale publicate de alți cercetători, referitoare la solicitarea oțelurilor carbon prin încovoiere rotativă, în două și mai multe trepte, confirmă criteriul propus.

1. *Introducere*

O categorie largă de organe de mașini și structuri metalice sînt supuse în timpul funcționării la solicitări periodice, caracterizate prin amplitudini și solicitări medii variabile în timp.

În aceste cazuri nu mai este posibilă determinarea durabilităților prin utilizarea directă a curbelor Wöhler, care sînt stabilite pentru amplitudini și solicitări medii constante.

Abordarea problemei durabilității metalelor în condițiile unor solicitări periodice cu amplitudini variabile în timp, se face pe baza unei ipoteze generale după care se admite că fiecare ciclu de solicitare produce o degradare ireversibilă care se cumulează.

Studiile aprofundate au evidențiat că în cazul metalelor, natura fizică a degradării prin oboseală constă din apariția benzilor de alunecare persis-

tente, a substructurilor în interiorul grăunților cristalini, concomitent cu formarea la suprafață a extruziunilor și intruziunilor [1], [2].

In aceste locuri se dezvoltă cu precădere microfisuri care prin coalescență se dezvoltă în fisuri capabile să se propage sub acțiunea solicitărilor repetate. Evaluarea degradării și a modului în care se cumulează este posibilă dacă putem descrie în termeni cantitativi procesele fizice care se produc în timpul oboselii, astfel ca parametrii care definesc solicitarea, geometria elementelor solicitate, natura și starea materialului, să fie implicit cuprinși într-o astfel de descriere. Stadiul în care se află teoria procesului fizic de oboseală a metalelor nu permite însă o astfel de abordare a problemei degradării cumulative.

Pentru a satisface însă cerințele practicii inginerești s-au elaborat teorii de degradare cumulativă, care fără să facă apel direct la mecanismul fizic de oboseală, se fundamentează pe ipoteze fenomenologice simplificatoare, care reflectă comportarea globală a materialelor, determinată la scară macroscopică.

In studiul de față se prezintă un nou mod de abordare fenomenologică a problemei degradării cumulative prin oboseală, bazat pe o relație de echivalență între stările de solicitare prin oboseală, și o ipoteză asupra variației limitei de oboseală în funcție de starea de presolicitare, Se stabilește un nou criteriu care permite determinarea durabilității remanente după ce epruveta (piesa) a fost supusă unei presolicitări cu amplitudini de tensiune care variază în trepte. Rezultatele experimentale obținute de mai mulți autori la încercarea oțelurilor carbon prin încovoiere rotativă în trepte, confirmă noul criteriu.

2. *Notații și simboluri:*

σ_i — amplitudinea tensiunii ciclice pentru treapta — i — de solicitare,

σ_d — limita de oboseală inițială a materialului la încercarea cu amplitudine constantă,

σ_{dij} — limita de oboseală a materialului după o presolicitare la treapta σ_i pe o durată de n_{ij} cicluri,

$\sigma_i^* = \frac{\sigma_i}{\sigma_d}$ — amplitudinea adimensională a tensiunii ciclice pentru treapta — i — de solicitare,

$\sigma_{dij}^* = \frac{\sigma_{dij}}{\sigma_d}$ — limita de oboseală adimensională, după o presolicitare la treapta σ_i, pe o durată de n_{ij} cicluri,

n_{ij} — numărul de cicluri de solicitare cuprinse într-o secvență — j — la treapta — i — de solicitare (prin secvență se înțelege totalitatea ciclurilor cu amplitudine constantă aplicate neîntrerupt),

n_{ij}^r — numărul de cicluri pînă la rupere cuprinse în secvența — j — la treapta — i — de solicitare,

n_{ij}^e — numărul de cicluri echivalent la treapta — i — de solicitare, după — j — secvențe de solicitare,

N_i — numărul de cicluri pînă la rupere la încercarea cu amplitudine de tensiune constantă σ_i,

(σ_i, n_{ij}) — simbolizarea stării de solicitare la oboseală care corespunde unei încercări cu amplitudine constantă de tensiune σ_i pe o durată de n_{ij} cicluri.

$C_{ij} = \frac{n_{ij}}{n_i}$ — raportul ciclurilor,

$C_{ij} = \frac{n_{ij}^e}{N_i}$ — raportul ciclurilor echivalente,

k, k_1 — constante adimensionale de material,

f, f', f_1 — funcții de degradare,

Ω — valoarea criteriului gradului de concordanță al lui Gauss (vezi relația (11)),

s — numărul valorilor experimentale utilizate la calculul mărimii Ω,

m — numărul constantelor arbitrare (parametrii) într-o ecuație empirică,

A_j — simbolul claselor de echivalență — formate din mulțimea stărilor de solicitare cărora le corespunde aceeași degradare prin oboseală,

$\sim$ — simbolul relației de echivalență,

γ_j — simbolul curbelor durabilităților remanente.

3. *Definirea fenomenologică a noțiunii de degradare cumulativă prin oboseală*

Dacă un lot de epruvete (piese) este supus în prealabil la starea de solicitare $(\sigma_i\ n_{ij})$, atunci la o treaptă oarecare σ_0 se poate determina cu un al doilea lot extras din aceeași colectivitate statistică ca și primul, o stare de solicitare echivalentă (σ_o, n_{oj}^e)

$$(\sigma_i, n_{ij}) \sim (\sigma_o, n_{oj}^e). \tag{1}$$

Două stări de solicitare (σ_i, n_{ij}) și (σ_o, n^e_{oj}) sînt echivalente dacă prin aplicarea solicitărilor (σ_i, n_{ij}) respectiv (σ_o, n^e_{oj}) la două loturi de epruvete (piese) extrase din aceeași colectivitate statistică, cele două loturi vor avea la încercarea ulterioară pînă la rupere, la treapta de referință σ_o, aceeași distribuție statistică a durabilităților remanente [3], [4].

Pentru caracterizarea numerică a distribuțiilor statistice, se poate considera media, mediana sau modul. Dacă se adoptă una din aceste caracteristici numerice, atunci durabilitatea remanentă — la treapta σ_o — a celor două loturi solicitate în prealabil cu (σ_i, n_{ij}) și respectiv (σ_o, n^e_{oj}) va fi egală cu $N_o - n^o_{oj}$ (*fig. 1*).

Pentru ca echivalența definită prin (1) să reprezinte o relație de echivalență în mulțimea stărilor de solicitare posibile $\{(\sigma_i, n_{ij})\}$ este necesar și suficient ca relația (1) să fie reflexivă, simetrică și tranzitivă. Proprietatea de reflexivitate este evident îndeplinită, însă nu se poate admite *a priori* că și proprietățile de simetrie și tranzitivitate sînt îndeplinite. Asupra acestui fapt se poate decide numai printr-o verificare experimentală directă, care pînă în prezent nu a fost făcută.

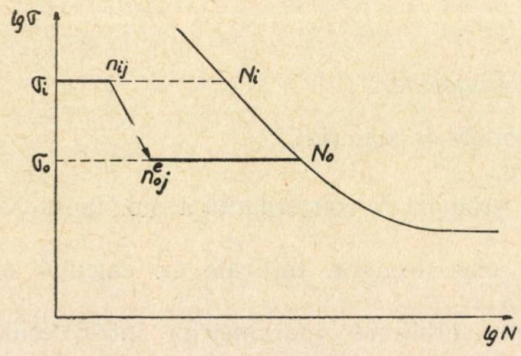


Fig. 1. Schema echivalării stărilor de solicitare (σ_i, n_{ij}) și (σ_o, n_{oj})

Dezvoltările ulterioare se vor face admițînd că (1) este o relație de echivalență în mulțimea stărilor de solicitare posibile, urmînd ca prin concordanța dintre rezultatele teoretice și cele experimentale să se confirme existența relației (1).

Admiterea existenței relației de echivalență (1) implică desfacerea mulțimii $\{(\sigma_i, n_{ij})\}$ în clase de echivalență disjuncte A_j. O clasă de echivalență A_j este o parte din mulțimea stărilor de solicitare posibile $\{(\sigma_i, n_{ij})\}$ care conține stările de solicitare echivalente cu o stare de solicitare de referință bine determinată (σ_o, n^e_{oj}).

Deoarece în relația (1) — σ_o — este constant, rezultă că fiecărei clase de echivalență A_j îi corespunde o valoare unică — n^e_{oj} — deci și o valoare unică a durabilității remanente la treapta σ_o, egală cu $(N_o - n^e_{oj})$. Se pune astfel în evidență că epruvetele supuse unor stări de solicitare cuprinse în aceeași clasă de echivalență A_j nu se deosebesc în încercările ulterioare pînă la rupere efectuate la o treaptă oarecare de referință σ_o. Pe această bază se poate introduce o definiție riguroasă a noțiunii fenomenologice de degradare prin oboseală.

In acest sens se definește că stările de solicitare (σ_i, n_{ij}) care aparțin aceleiași clase de echivalență A_j — determinată de relația de echivalență (1), — sînt în același stadiu de degradare prin oboseală.

Prin relația de echivalență (1) se realizează o desfacere unică a mulțimii $\{(\sigma_i, n_{ij})\}$ în clase de echivalență, astfel încît fiecărei clase de echivalență A_j îi corespunde o valoare unică a durabilități remanente $(N_o - n^e_{oj})$ determinată la o treaptă oarecare de referință σ_o. Se stabilește în acest mod, prin intermediul unei funcții — f —, o corespondență biunivocă între mulțimile $\{A_j\}$ și $\{(N_o - n^e_{of})\}$.

$$f : \{A_j\} \rightarrow \{(N_o - n^e_{oj})\}. \tag{2}$$

Mulțimea durabilităților remanente $\{(N_o - n^e_{oj})\}$ este însă o mulțime de numere reale ordonată natural. Pe baza corespondenței biunivoce (2) relația de ordonare din mulțimea $\{N_o - n^e_{oj})\}$ se transmite și în mulțimea claselor de echivalență $\{A_j\}$, care astfel poate fi ordonată într-un șir în care o clasă să o preceadă pe alta iar succesiunea claselor să se facă în aceeași ordine ca și sucesiunea elementelor corespondente din $\{(N_o - n^e_{oj})\}$

In acest fel s-a pus în evidență că degradarea prin oboseală este o mărime fizică caracterizabilă prin valorile mulțimii $\{(N_o - n_{oj})\}$. Mulțimea $\{(N_o - n^e_{oj})\}$ este un parametru care caracterizează degradarea.

Se pot introduce și alți parametri de degradare echivalenți, care uneori prezintă avantajul că pot fi urmăriți mai ușor în cercetările experimentale.

Astfel, dacă ținem seamă că oricărei stări de solicitare $(\sigma_i, n_{ij}) \in A_j$ îi corespunde o mulțime unică a durabilităților remanente $\{(N_i - n^e_{oj})\}$ determinate prin încercări ulterioare la diferite trepte de tensiune σ_i $(i = 1, 2 \ldots)$, atunci mulțimea $\{(N_i - n^e_{ij}, \sigma_i\}$ determină în coordonate lg N, lg σ o curbă γ_j a durabilităților remanente unică pentru fiecare clasă de echivalență A_j (*fig. 2*).

Există deci o corespondență biunivocă :

$$f' : \{A_j\} \rightarrow \{\gamma_j\} \tag{3}$$

Dacă considerăm o valoare oarecare constantă pentru — n_o — atunci pe baza relației (3) valorile corespunzătoare — σ_i — definite pe fiecare curbă — γ_j — pot fi puse de asemenea în corespondență biunivocă cu mulțimea claselor de echivalență $\{A_j\}$. Curbele — γ_j — au pentru unele materiale — ca de exemplu oțelul — o alură asimptotică. In acest caz se poate stabili o corespondență biunivocă și între mulțimea claselor de echivalență $\{A_j\}$ și mulțimea valorilor asimptotice adică a valorilor limitei de oboseală σ_{dlj} determinate după o presolicitare (σ_i, n_{ij}). Astfel :

$$f_1 : \{A_j\} \rightarrow \{\sigma_{dlj}\}. \tag{4}$$

Rezultă că stărilor de solicitare care se găsesc într-o clasă de echivalență și care deci produc aceeași degradare prin oboseală, le corespunde o valoare unică a limitei de oboseală. *)

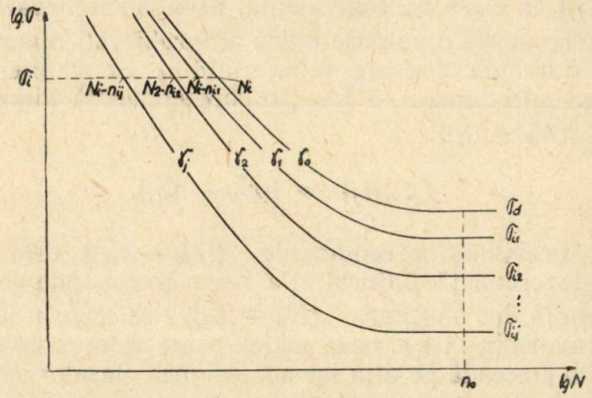


Fig. 2. Curbele γ_j ale durabilităților remanente după o presolicitare într-o singură treaptă (σ_i, n_{ij})

S-a pus astfel în evidență că existența relației de echivalență (1) introduce în mod natural limita la oboseală rezultată după o presolicitare, ca parametru care caracterizează degradarea.

3. *Variația limitei de oboseală în funcție de starea de presolicitare*

Stadiul actual al teoriei procesului de oboseală nu permite ca pe baza unui model matematic al mecanismului fizic de oboseală să se determine variația limitei de oboseală, după o presolicitare oarecare (σ_i, n_{ij}).

Aceste aspecte au fost însă studiate experimental la oțelurile carbon de Brown și Work [5], Kommers [6] și Müller-Stock s. a [7] pentru cazul solicitării prin încovoiere rotativă. Rezultatele acestor investigații permit formularea unor ipoteze fenomenologice asupra variației limitei de oboseală în funcție de starea de presolicitare. Astfel, dacă se reprezintă ca în *figura 3*, curba Wöhler, în coordonate logaritmice, se va presupune că :

a) descreșterea limitei de oboseală reprezentată prin segmentul $A'A''$ este proporțională cu valoarea suprasolicitării peste limita inițială de oboseală reprezentată prin segmentul AA' ;

*) Valoarea limitei de oboseală are un sens statistic putînd fi identificată cu media mediana sau modul distribuției care caracterizează limita de oboseală.

b) descreşterea limitei de oboseală este invers proporţională cu durabilitatea remanentă reprezentată prin segmentul *BC*.

Adică cu:

$$A'A'' = \lg\sigma_d - \lg\sigma_{dij} = -\lg\sigma^*_{dij} \tag{5}$$

$$AA' = \lg\sigma_i - \lg\sigma_d = \lg\sigma^*_i \tag{6}$$

$$BC = \lg N_i - \lg n_{ij} = \lg C_{ij} \tag{7}$$

şi conform celor două ipoteze:

$$\lg\sigma^*_{dij} = k\frac{\lg\sigma^*_i}{\lg C_{ij}} \tag{8}$$

Sau:

$$\sigma^*_{dij} = (\sigma^*_i)^{k/\lg C_{ij}} \tag{9}$$

unde — k — este o constantă adimensională caracteristică pentru fiecare material.

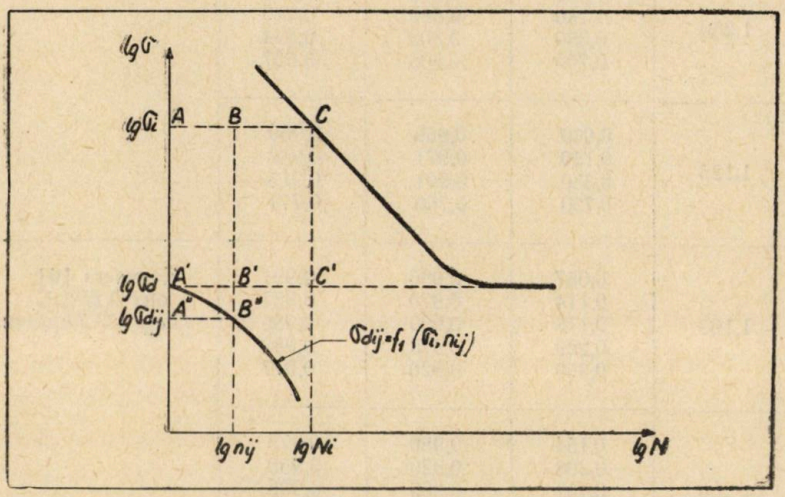


Fig. 3. Curba variaţiei limitei de oboseală σ_{dij} după o presolicitare într-o singură treaptă (σ_i, n_{ij})

Pentru verificarea relaţiei (9) s-au reprezentat în *figurile 4, 5* şi *6*, în coordonatele $\lg\sigma^*_{ij}/\lg C_{ij}$ şi $\lg\sigma^*_{dij}$ rezultatele studiilor experimentale din [5], [6] şi [7] rezumate în *tabela 1*.

Tabela 1

Variația limitei de oboseală la încovoiere rotativă a oțelurilor carbon presolicitate cu amplitudine constantă într-o treaptă; după [5], [6] și [7]

Nr. crt.	$\frac{\sigma_i}{\sigma_d}$	$C_{ij}=\frac{n_{ij}}{N_i}$	σ_{dij}/σ_d		
			Experimental	Calculat cu relația (9)	
1	2	3	4	5	9
1	1,500	0,050	0,908	0,899	După Brown și Work [5] σ_d=60 kgp/mm²
2		0,150	0,868	0,845	
3		0,350	0 733	0,736	
4		0,700	0,620*)	—	
5	1,375	0,050	0,950	0,920	
9		0,150	0,824	0,876	
7		0,350	0,754	0,788	
8		0,700	0,515	0,496	
9	1,250	0,050	0,965	0,943	
10		0 150	0,880	0,910	
11		0,350	0,803	0,844	
12		0,700	0,606	0,607	
13	1,125	0,050	0,966	0,969	
14		0,150	0,971	0,952	
15		0,350	0,901	0,915	
16		0,700	0,760	0,771	
17	1,100	0,057	0,990	0,991	Kommers [6] oțel 0,27% C σ_d=23,9 kp/mm²
18		0,114	0,970	0,987	
19		0,176	0,990	0,985	
20		0,229	0,970	0,982	
21		0,350	0,920	0,977	
22	1,200	0,154	0,980	0,973	
23		0,308	0,920	0,958	
24		0,462	0 860	0,936	
25		0,615	0,840	0,900	
26		0,770	0,790	0,822	
27	1,500	0,091	0,990	0,958	
28	2,500	0,220	0,960	0,840	

Tabela 1 (continuare)

1	2	3	4	5	6
29		0,143	0,940	0,972	Kommers [6]
30		0,286	0,930	0,958	oțel 0,62% C
31	1,100	0,428	0,900	0,938	σ_d =34,3 kp/mm²
32		0,571	0,880	0,908	
33		0,715	0,870	0,852	
34	1,200	0,345	0,880	0,907	
35		0,690	0,780	0,757	
36	1,500	0,228	0,890	0,879	
37	2,500	0,625	0,830*	—	
38		0,166	0,963	0,967	Müller-Stock ș.a. [7]
39	1,455	0,333	0,923	0,945	σ_d =22 kp/mm²
40		0,500	0,876	0,916	
41		0,666	0,818	0,861	
42		0,834	0,727	0,716	

*) Valorile marcate cu asterisc nu au fost luate în considerație la calcularea lui k — relația (9) — prin metoda celor mai mici pătrate.

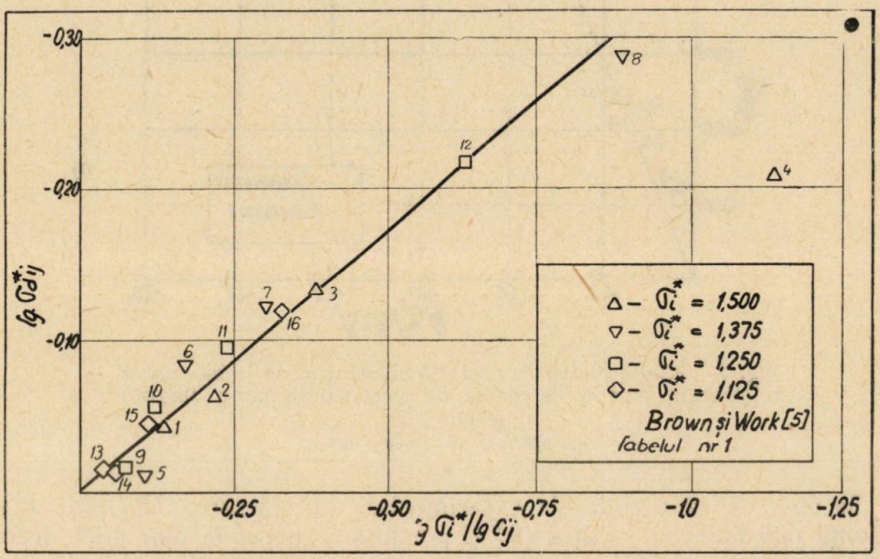


Fig. 4. Variația limitei de oboseală adimensională la încovoiere rotativă în funcție de starea de presolicitare într-o singură treaptă [5].

In aceste coordonate relația (9) este reprezentată printr-o dreaptă cu coeficientul unghiular k. Dreapta a fost trasată prin metoda celor mai mici pătrate.

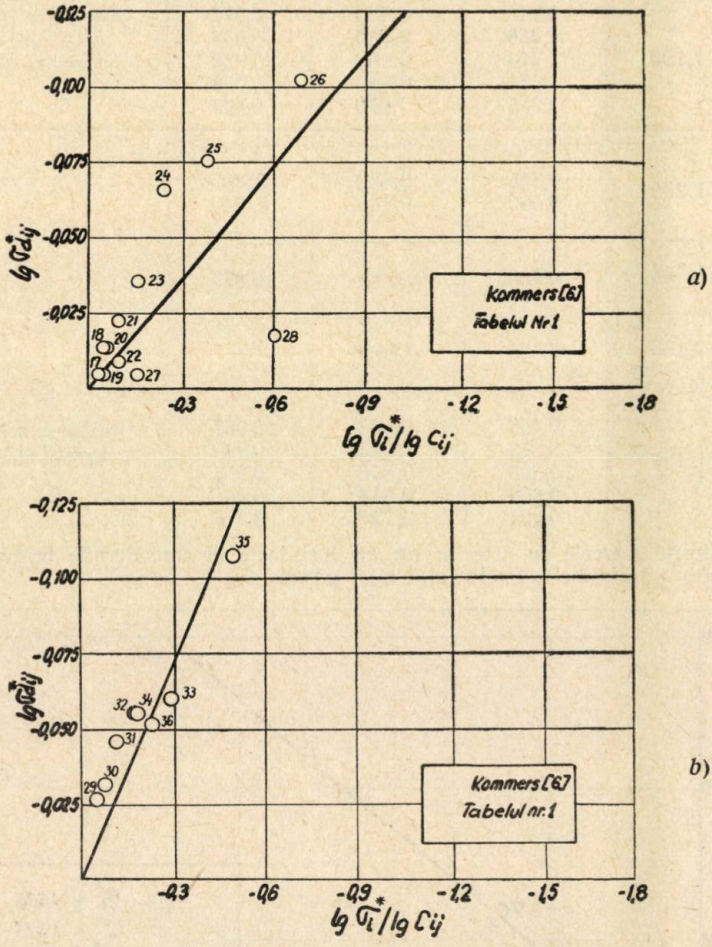


Fig. 5. Variația limitei de oboseală adimensională la încovoiere rotativă în funcție de starea de presolicitare într-o singură treaptă [6]:
a — oțel 0,27% C ; *b* — oțel 0,62% C.

Se observă că rezultatele experimentale din lucrarea [5] sînt în concordanță mai bună cu relația (9) și prezintă o dispersie mai mică decît rezultatele din [6] și [7] unde numărul epruvetelor încercate nu a fost suficient de mare pentru a da rezultatelor experimentale o concludență statistică.

Pentru variația limitei de oboseală a oțelurilor în funcție de starea de presolicitare, Brown și Work [5] au propus o relație empirică de forma:

$$\sigma^*_{dij} = (\sigma^*_i)^{-k_1 C_{ij}} \tag{10}$$

Pentru a verifica care dintre ecuațiile (9) și (10) concordă mai bine cu rezultatele experimentale din lucrările [5], [6] și [7], s-a calculat după

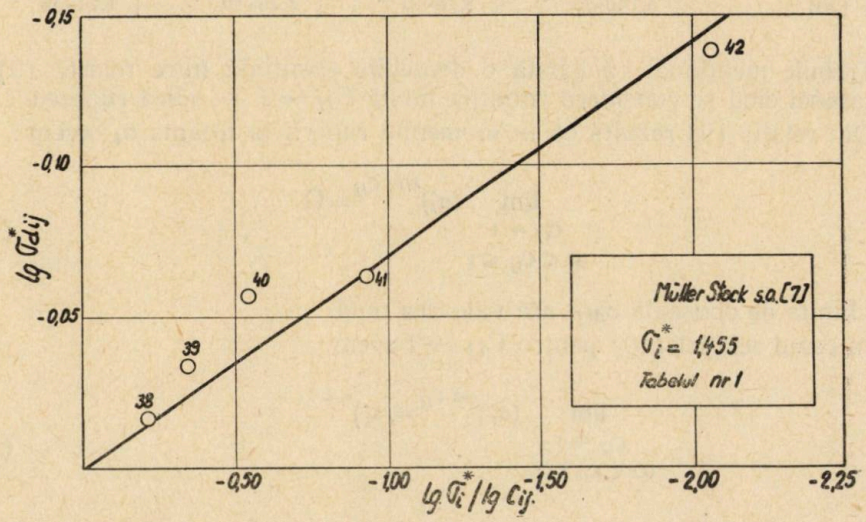


Fig. 6. Variația limitei de oboseală adimensională la încovoiere rotativă, în funcție de starea de presolicitare într-o singură treaptă [7].

criteriul gradului de concordanță al lui Gauss [8] valoarea:

$$\Omega = \frac{(\lg \bar{\sigma}^*_{dij} - \lg \sigma^*_{dij})^2}{s-m} \tag{11}$$

unde $\bar{\sigma}^*_{dij}$ — este valoarea observată experimental a limitei de oboseală adimensională după o presolicitare (σ_i, n_{ij}).

In *tabela 2* sînt date comparativ pentru cercetările experimentale examinate, valorile Ω, pentru valorile $\lg \sigma^*_{dij}$, calculate atît cu relația (9) cît și cu relația (10).

Se observă că la trei din cele patru oțeluri studiate, valorile criteriului Ω sînt mai mici atunci cînd se folosește relația (9), adică în aceste cazuri relația (9) reprezintă mai bine valorile experimentale. Deoarece în cel de-al patrulea caz valorile Ω diferă puțin, vom admite în continuare că relația (9) concordă mai bine cu rezultatele experimentale cunoscute.

Tabela 2

Valorile criteriului gradului de concordanță — Ω — după relația (11)

	[5]	[8]	[6]	
	oțel 0,34% C	oțel 0,06% C	otel 0,27% C	oțel 0,62% C
Relația (9)	$2{,}215 \cdot 10^{-4}$	$1{,}35 \cdot 10^{-4}$	$5{,}85 \cdot 10^{-4}$	$1{,}95 \cdot 10^{-4}$
Relația (10)	$3{,}140 \cdot 10^{-4}$	$3{,}76 \cdot 10^{-4}$	$7{,}75 \cdot 10^{-4}$	$1{,}71 \cdot 10^{-4}$

Trebuie menționat că există o deosebire esențială între relația (9) și (10) atunci cînd se consideră condiția limită $C_{ij} \to 1$ — adică ruperea.

Din relația (9) rezultă că în momentul ruperii la treapta σ_i avem :

$$\lim_{\substack{C_{ij} \to 1 \\ (0 \leqslant C_{ij} \leqslant 1}} (\sigma_i^*)^{k/\lg C_{ij}} = 0 \tag{12}$$

adică limita de oboseală σ_{dij} are valoarea nulă.

În cazul relației (10) pentru $C_{ij} \to 1$ avem :

$$\lim_{\substack{C_{ij} \to 1 \\ (0 \leqslant C_{ij} \leqslant 1)}} (\sigma_i^*)^{-k\, C_{ij}} = (\sigma_i^*)^{-k} \tag{13}$$

adică în momentul ruperii epruveta (piesa) are încă o limită distinctă de oboseală. Dar în momentul ruperii nu se mai poate pune în evidență o limită finită de oboseală într-o încercare ulterioară, astfel că pentru $C_{ij} \to 1$ numai relația (9) îndeplinește condiția necesară la limită $\sigma_{dij} \to 0$.

Relația (9) va fi utilizată în continuare pentru a pune în evidență stările de solicitare care aparțin aceleași clase de echivalență — adică acelea care se găsesc în același stadiu de degradare prin oboseală.

4. *Determinarea degradării prin oboseală în cazul solicitărilor repetate cu amplitudini care variază în trepte.*

Dacă se consideră un lot de epruvete (piese) supus unei presolicitări (σ_1, n_{11}) și apoi încercat pînă la rupere la treapta σ_2, există la această treaptă — conform relației de echivalență (1) — o stare de solicitare unică (σ_2, n_{21}^e) echivalentă cu (σ_1, n_{11}) :

$$(\sigma_1, n_{11}) \sim (\sigma_2, n_{21}^e). \tag{14}$$

Dar stărilor de solicitare echivalente le corespunde — conform relației (9) — același parametru de degradare :

$$(\sigma_1^*)^{k/\lg C_{11}} = (\sigma_2^*)^{k/\lg C_{21}^e} \tag{15}$$

Sau :

$$C_{21}^e = \frac{n_{21}^e}{N_2} = (C_{11})^{\lg \sigma_2^*/\lg \sigma_1^*}. \tag{16}$$

Prin determinarea numărului de cicluri echivalent n_{21}^e s-a redus solicitarea în două trepte la o solicitare numai la treapta σ_2 la care se produce ruperea. Dar ruperea la treapta σ_2 se produce, cînd :

$$n_{21}^e + n_{22}^r = N_2. \tag{17}$$

Din (16) și (17) :

$$1 - \frac{n_{22}^r}{N_2} = (C_{11})^{\lg \sigma_2^*/\lg \sigma_1^*}. \tag{18}$$

In literatură se obișnuiește ca valoarea $1 - \frac{n_{22}^r}{N_2} = \frac{n_{21}^e}{N_2}$ să definească degradarea prin oboseală. Intr-adevăr, ea reprezintă la treapta σ_2 cîtimea consumată din durabilitatea epruvetei (piesei) — considerată egală cu unitatea — datorită degradării prin presolicitarea (σ_1, n_{11}). Această valoare este unică pentru toate stările de solicitare echivalente cu (σ_1, n_{11}), fiind astfel o măsură a degradării la treapta σ_2.

Dacă presolicitarea se face în două trepte : (σ_1, n_{11}) și (σ_2, n_{22}), și se continuă solicitarea pînă la rupere la treapta σ_3, atunci prin relațiile de echivalență succesive (14) și

$$(\sigma_2,\ n_{21}^e + n_{22}) \sim (\sigma_3,\ n_{32}^e) \tag{19}$$

se determină la treapta σ_3 starea de solicitare (σ_3, n_{32}^e) echivalentă cu presolicitarea în două trepte.

Relația (19) implică egalitatea parametrului de degradare definit de relația (9) adică :

$$(\sigma_2^*)^{k/\lg (C_{21}^e + C_{22})} = (\sigma_3^*)^{k/\lg C_{32}^e} \tag{20}$$

sau :

$$C_{32}^e = \frac{n_{32}^e}{N_3} = (C_{21}^e + C_{22})^{\lg \sigma_3^*/\lg \sigma_2^*} \tag{21}$$

Prin determinarea numărului de cicluri echivalent n^e_{32} s-a redus solicitarea în trei trepte la o solicitare la treapta σ_3 la care se produce ruperea. Ruperea la treapta σ_3 se va produce cînd :

$$n^e_{32}+n^r_{33}=N_3. \tag{22}$$

Ţinînd seama de (21), (16) şi (22) se obţine valoarea degradării la treapta σ_3 :

$$1-\frac{n^r_{33}}{N_3}=[(C_{11})^{\lg \sigma^*_2/\lg \sigma^*_1}+C_{22}]^{\lg \sigma^*_3/\lg \sigma^*_2}. \tag{23}$$

In cazul cînd presolicitarea se produce în $(p\text{-}1)$ trepte : (σ_1, n_{11}) ; $(\sigma_2, n_{22}) \ldots (\sigma_{p-1}, n_{p-1,\,p-1})$ iar ruperea se produce la treatpa de solicitare σ_p, vom aplica succesiv procedeul de reducere din treaptă în treaptă, în ordinea în care apar treptele în timpul solicitării.

Degradarea la treapta σ_p se va determina din expresia :

$$1-\frac{n^r_{pp}}{N_p}=\{[(C_{11})^{\lg \sigma^*_2/\lg \sigma^*_1}+C_{22}]^{\lg \sigma^*_3/\lg \sigma^*_2}+\ldots+C_{p-1,\,p-1}\}^{\lg \sigma^*_p/\lg \sigma^*_{p-1}}. \tag{24}$$

Din valoarea degradării la treapta la care se produce ruperea se determină valoarea durabilităţii remanente n^r_{pp}.

Prin reducerea din treaptă în treaptă, solicitările anterioare unei trepte oarecare — q — au fost reduse la o solicitare echivalentă cu amplitudine constantă la treapta q—1, astfel încît reducerea de la treaptă q—1 la treapta — q — pe baza egalităţii parametrului de degradare, definit de relaţia (9), presupune întotdeauna îndeplinit cazul solicitării în două trepte.

5. *Compararea criteriului de degradare prin oboseală propus cu rezultatele experimentale existente în literatură*

Criteriul de degradare exprimat prin relaţia generală (24) a fost comparat cu rezultatele studiilor experimentale întreprinse Müller-Stock s. a. [7]. Ericksen şi Work [9], Manson [10] Kawamoto şi Seki [11]. In aceste experimentări s-au încercat oţeluri carbon prin încovoiere rotativă în două trepte. Parametrii şi rezultatele încercărilor sînt cuprinşi în *tabela 3.*

Toate aceste rezultate experimentale care se bazează pe un volum suficient de mare de încercări precum şi altele [12] pun în evidenţă un marcant efect pe care îl are ordinea de aplicare a treptelor de solicitare.

Tabela 3

Rezultatele încercărilor după [9], [10], [11] şi [7] cu oţeluri carbon solicitate la încovoiere rotativă cu amplitudini care variază în două trepte

Nr. crt.	σ_1 kgf/mm²	σ_2 kgf/mm²	$\frac{n_{11}}{N_1}$	$\frac{n^r_{22}}{N_2}$ Experimental	$\frac{n^r_{22}}{N_2}$ Calculat	Nr. epruvetei încercate	Material	Autor
1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	82,5	90	0,050	1,015	0,978	10	Oţel SAE 4340 Îmbunătăţit 0,34% C ; 0,71% Mn ; 0,009% P ; 0,009% S ; 0,29% Si ; 1,79% Ni ; 0,76% Cr ; 0,124% Mo ; σ_d=60 kgf/mm²	Ericksen şi Work [9]
3			0,150	0,880	0,911	10		
3			0,350	0,750	0,738	10		
4			0,700	0,440	0,376	10		
5	90	82,5	0,050	0,890	0,881	10		
6			0,150	0,710	0,776	10		
7			0,350	0,460	0,563	10		
8			0,700	0,280	0,244	10		
9	90	74,5	0,050	0,910	0,811	10		
10			0,150	0,620	0,652	10		
11			0,350	0,440	0,440	10		
12			0,700	0,160	0,180	10		
13	74,5	90	0,150	1,100	0,997	10		
14			0,150	1,070	0,967	10		
15			0,350	0,950	0,849	10		
16			0,700	0,400	0,470	10		
17	90	67,5	0,050	0,590	0,580	10		
18			0,150	0,490	0,423	10		
19			0,350	0,260	0,262	10		
20			0,700	0,120	0,098	10		
21	67,5	90	0,050	1,070	1,000	10		
22			0,150	1,090	1,000	10		
23			0,350	0,950	0,974	10		
24			0,700	0,730	0,705	10		
25	82,5	74,5	0,050	0,920	0,881	10		
26			0,150	0,920	0,740	10		
27			0,350	0,540	0,524	10		
28			0,700	0,260	0,234	10		

Tabela 3 (continuare)

1	2	3	4	5	6	7	8	9
29	74,5	82,5	0,050	0,950	0,985	10		
30			0,150	1,030	0,913	10		
31			0,350	0,830	0,820	10		
32			0,700	0,470	0,398	10		
33	82,5	67,5	0,050	0,690	0,662	10		
34			0,150	0,530	0,503	10		
35			0,350	0,350	0,323	10		
36			0,700	0,110	0,124	10		
37	67,5	82,5	0,050	1,070	1,000	10		
38			0,150	1,130	1,000	10		
39			0,350	0,740	0,942	10		
40			0,700	0,570	0,620	10		
41	74,5	67,5	0,050	0,830	0,790	10		
42			0,150	0,640	0,626	10		
43			0,350	0,520	0,420	10		
44			0,700	0,240	0,166	10		
45	67,5	74,5	0,050	1,070	1,000	10		
46			0,150	0,970	1,000	10		
47			0,700	0,610	0,500	10		
48			0,700	0,610	0,500	10		
49	27	23	0,327	0,385	0,406	9	0,045% C ; 0,070% Si ; 0,300% Mn ; 0,011% P ; 0,014% S ; 0,18% Cu ; σ_d=20 kgf/mm²	Kawamoto s.a. [11]
50			0,654	0,191	0,310	9		
51	23	27	0,365	0,800	0,885	9		
52			0,713	0,324	0,521			
53	73	84,5	0,850	0,312	0,224	11	Oțel SAE 4130 Normalizat σ_d=50,6 kgf/mm²	Manson [10]
54			0,700	0,468	0,425	11		
55			0,500	0,531	0,660	11		
56	70,3	63,3	0,850	0,104	0,104	11		
57			0,700	0,133	0,214	11		
58			0,500	0,190	0,375	11		
59	70,3	52,8	0,850	0,042	0,018	11		
60			0,700	0,053	0,040	11		
61			0,500	0,069	0,080	11		

Tabela 3 (continuare)

1	2	3	4	5	6	7	8	6
62			0,125	0,900	0,967	10	Oțel St 37(DIN)	Müller-Stock
63			0,250	0,866	0,920	10	0,06% C ;	s.a. [7]
64			0,350	0,767	0,852	40	0,01% Si ;	
65	27	32	0,500	0,700	0,718	10	0,50% Mn ;	
66			0,625	0,534	0,573	10	0,025% P ;	
67			0,750	0,600	0,416	10	0,025% S ;	
68			0,875	0,333	0,214	8	0,09% Cu ;	
							σ_d=22 kgf/mm²	

La încercările în două trepte, rezultatele experimentale confirmă că dacă $\sigma_1 > \sigma_2$ atunci :

$$\frac{n_{11}}{N_1} + \frac{n_{22}^r}{N_2} < 1 \tag{25}$$

iar dacă $\sigma_1 < \sigma_2$ atunci :

$$\frac{n_{11}}{N_1} + \frac{n_{22}^r}{N_2} > 1. \tag{26}$$

După teoria degradării cumulative a lui Palmgren-Miner [13], [14] — cea mai utilizată în prezent în calculele de dimensionare — suma raporturilor ciclurilor corespunzătoare treptelor succesive de solicitare este egală cu unitatea

$$\sum \frac{n_{ij}}{N_i} = 1. \tag{27}$$

În cazul solicitării în două trepte, într-o reprezentare grafică cu degradarea $1 - \frac{n_{22}^r}{N_1}$ în ordonată și raportul ciclurilor $\frac{n_{11}}{N_1}$ în abscisă, relația (27) se reprezintă printr-o dreaptă — dreapta Palmgren-Miner — egal înclinată față de axele de coordonate (*fig. 7*).

Punctele experimentale [6] din *figura 7*, pentru $\sigma_1 > \sigma_2$ se plasează deasupra dreptei Palmgren-Miner, iar pentru $\sigma_1 < \sigma_2$ se plasează sub această dreaptă. Acest fapt este confirmat de numeroase rezultate experimentale [7], [9], [10], [11] și evidențiază că teoria de degradare Palmgren-Miner nu poate ține seama de efectul ordinei de aplicare a treptelor de solicitare. În *figura 6*, pentru aceleași puncte experimentale s-au trasat curbele corespunzătoare conform relației (18). Prin faptul că relația (18) pune în evidență raportul dintre cele două trepte de solicitare, se ține seama de efectul pe care îl are ordinea de aplicare a treptelor de solicitare.

Pentru a putea confrunta relația (18) cu rezultatele experimentale obținute cu diferite materiale, s-a utilizat un sistem de coordonate adimensional,

unde pe abscisă s-a reprezentat raportul ciclurilor echivalente $(C_{11})^{\lg \sigma_2^*/\lg \sigma_1^*}$ iar în ordonată mărimea degradării $1-\frac{n_{22}^r}{N_2}$. In aceste coordonate ecuația (18) este reprezentată printr-o dreaptă egal înclinată față de cele două axe de coordonate (*fig. 8*).

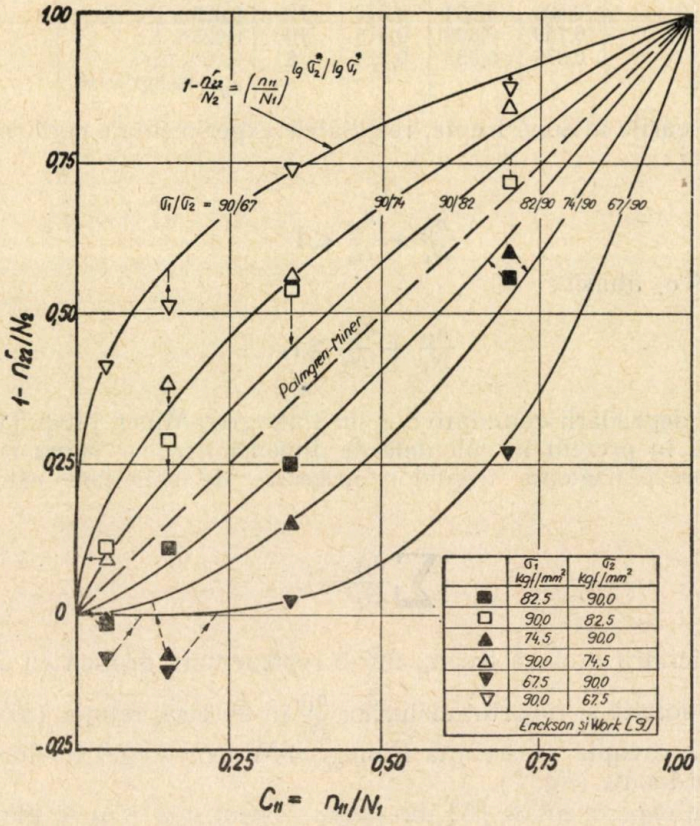


Fig. 7. Degradarea $1-\frac{n_{22}^r}{N_1}$, în funcție de raportul ciclurilor $\frac{n_{11}}{N_1}$, la solicitarea prin încovoiere rotativă în două trepte.

Rezultatele experimentale indicate în *figura 7* și *8* se referă la mediana durabilităților, care s-a determinat considerînd că logaritmii durabilităților au o distribuție normală.

Punctele care reprezintă în *figura 8* rezultatele experimentale atît pentru $\sigma_1 > \sigma_2$ cît și pentru $\sigma_1 < \sigma_2$ se plasează într-un cîmp de dispersie dispus

de-o parte și de alta a dreptei care reprezintă relația (18). Acest fapt dovedește că criteriul de degradare propus prin această relație, ține seama de efectul ordinei de aplicare a treptelor de solicitare.

In *figurile 9* și *10* s-au reprezentat după [7], [9], [10] și [11] în abscisă durabilitățile calculate pe baza relației (18) iar în ordonată durabilitățile totale observate experimental.

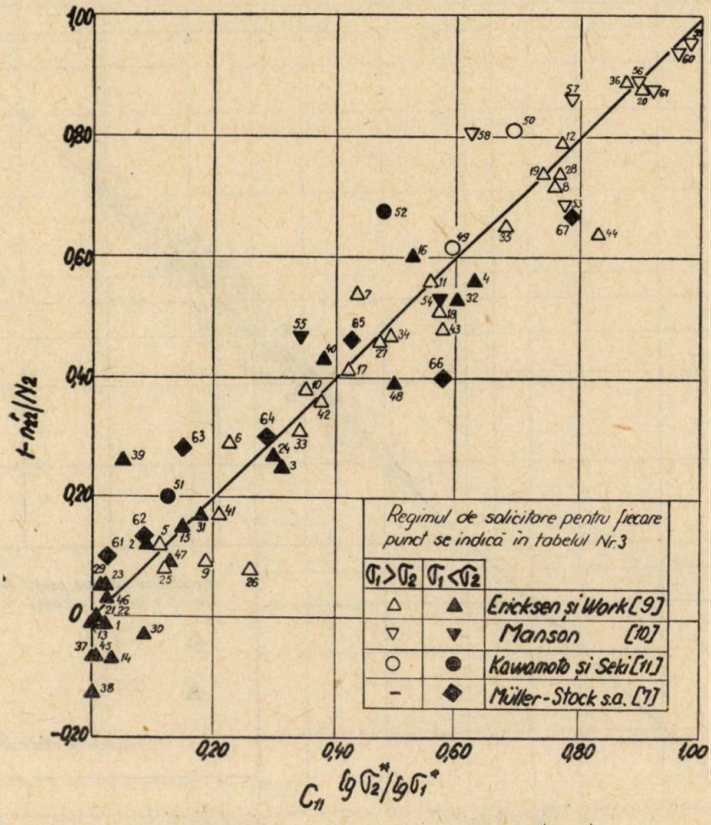


Fig. 8. Degradarea $\frac{n_{22}^r}{N_2}$, în funcție de $\frac{n_{11}}{N_1}^{\lg \sigma_2^*/\lg \sigma_1^*}$, la solicitarea prin încovoiere rotativă în două trepte.

Se vede că criteriul propus permite calcularea cu bună acuratețe a durabilităților în cazul solicitării în două trepte.

Criteriul propus a fost de asemenea comparat și cu rezultatele experimentale obținute de Benedicto [15] la încercarea unui oțel carbon prin încovoiere rotativă, în trei și cinci trepte de solicitare.

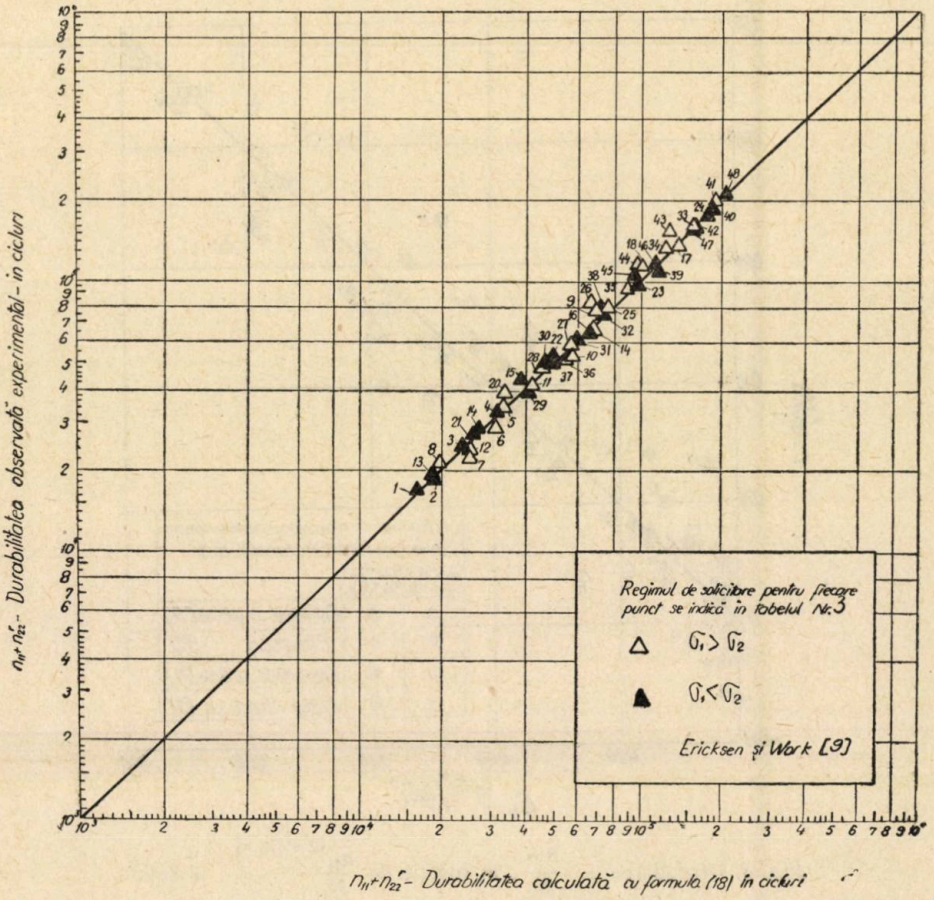


Fig. 9. Durabilitatea totală calculată cu relația (18) și durabilitatea totală determinată experimental pentru solicitarea prin încovoiere rotativă în două trepte [9].

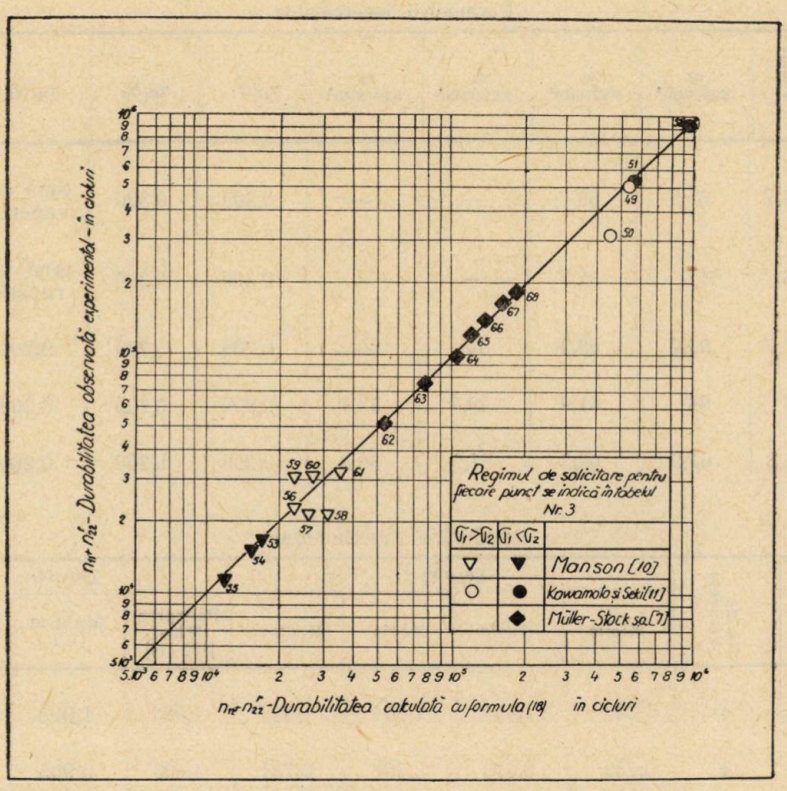


Fig. 10. Durabilitatea totală calculată cu relația (18) și durabilitatea totală determinată experimental pentru solicitarea prin încovoiere rotativă în două trepte [7], [10], [11].

În *tabela 4* se dau parametrii și rezultatele acestor încercări, suma raporturilor ciclurilor determinată experimental precum și suma raporturilor ciclurilor calculată după Palmgren-Miner [13], Manson [10] și relația (24).

Tabela 4

Rezultatele încercărilor după [15] cu un oțel carbon 4130 solicitat la încovoiere rotativă cu amplitudini care variază în trei și cinci trepte

Parametrii încercărilor

Nr. crt.	σ_1 kgf/mm²	σ_2 kgf/mm²	σ_3 kgf/mm²	σ_4 kgf/mm²	σ_5 kgf/mm²	n_{11}/N_1	n_{22}/N_2	n_{33}/N_3	n_{44}/N_4
1	57,7	61,9	66	—	—	0,309	0,300	pînă la rupere	—
2	66	61,9	57,7	—	—	0,300	0,300	pînă la rupere	—
3	57,7	59,7	62,9	64	66	0,200	0,200	0,200	0,200
4	66	64	61,9	59,7	57,7	0,200	0,200	0,200	0,200
5	56,3	61,9	96,3	61,9	56,8	0,200	0,200	0,200	0,200

Rezultatele experimentale

Nr. crt.	Nr. de epruvete	$\Sigma n_{ij}/N_i$				$\Sigma n_{ij}/N_i$		
		Minim	Maxim	Media	Mediana	Palmgren Miner [13]]14]	Manson [10]	Relația (24)
1	4	1,346	1,854	1,644	1,688	1,000	1,093	1,216
2	4	0,769	0,818	0,787	0,781	1,000	0,905	0,858
3	5	0,893	1,353	1,107	1,032	1,000	1,091	1,196
4	5	0,738	0,996	0,875	0,907	1,000	0,915	0,856
5	4	0,728	0,917	0,846	0,869	1,000	0,980	1,057

Din această comparație se vede că criteriul de degradare exprimat prin relația (24) ține seama de efectul ordinei de aplicare a treptelor de solicitare și permite calcularea cu mai multă precizie a durabilităților remanente la treapta la care se produce ruperea.

6. *Concluzii*

a) Presupunînd existența unei relații de echivalență (1), în mulțimea stărilor de solicitare prin oboseală, s-a arătat că stările de solicitare care aparțin aceleiași clase de echivalență, nu se deosebesc în încercările ulterioare de oboseală. S-a introdus astfel o definiție riguroasă a noțiunii fenomenologice de degradare prin oboseală. Variația degradării în cursul procesului de oboseală este definită printr-un parametru unic.

b) Stărilor de solicitare care se află în același stadiu de degradare le corespunde o curbă unică a durabilităților remanente. Valoarea asimptotică — limita de oboseală — s-a considerat drept parametru care caracterizează degradarea.

c) Pe baza unor ipoteze justificate de rezultatele experimentale cunoscute, s-a stabilit relația (9), care exprimă variația limitei de oboseală în funcție de starea de presolicitare.

d) Din condiția echivalenței a două stări de solicitare prin oboseală, atunci cînd într-o încercare ulterioară le corespunde aceeași valoare a limitei de oboseală, s-a stabilit un criteriu de degradare cumulativă exprimat prin relația (24), care permite evaluarea durabilităților remanente în cazul presolicitărilor în trepte.

e) Criteriul dezvoltat se referă la acele metale care au o limită distinctă de oboseală. Premizele generale din care s-a dedus criteriul nu impun această restricție, astfel că prin considerarea unor relații de echivalență definite de parametrii de degradare adecvați, se pot dezvolta criterii de degradare și pentru acele materiale care nu prezintă o limită distinctă de oboseală.

f) Criteriul a fost verificat prin comparare cu rezultatele experimentale cunoscute din literatură, referitoare la oțelurile carbon solicitate prin încovoiere rotativă în mai multe trepte. Atît în cazul solicitării în două trepte cît și în cazul solicitării în mai multe trepte, noul criteriu — în comparație cu criteriul Palmgren-Miner — permite aprecierea cu mai multă acuratețe a durabilităților remanente.

g) Aplicarea noului criteriu presupune reducerea succesivă a solicitărilor din treaptă în treaptă, prin aceasta ținîndu-se seama de ordinea de aplicare a treptelor de solicitare.

h) În expresia analitică a criteriului — relația (24) — apar numai mărimi care se determină la ridicarea curbei Wöhler.

i) Forma generală în care este prezentat criteriul permite aplicarea lui la o clasă extinsă de elemente metalice, supuse la solicitări repetate cu amplitudini variabile în timp.

BIBLIOGRAFIE

1. A. H. Freudenthal, (1958). *Fatigue. Encycloped'a of Physic* — Springer Verlag
2. J. C. Grosskreutz, (1964). *A critical review of micromechanism in fatigue.* Fatigue an Interdisciplinary Approach. Syracuse University Press.
3. N. H. Newmark, (1952). *Fatigue and Fracture of Metals.* Wiley and Sons, New York.
4. F. Bastenaire, (1955). Étude critique de la notion de domage appliquée à une classe étendue d'essais de fatigue. *Colloquium on Fatigue, Stockholm* Springer Verlag — 1956.
5. G. W. Brown, C. E. Work, (1963). An evalution of the influence of cyclic prestressing on fatigue limit. *Proceedings ASTM,* **63,** 706—716.
6. J. B. Kommers, (1937). Overstressing and understressing in fatigue. *Engineering,* **143,** *3724,* 620—627 și *3726,* 676—678.
7. H. Müller-Stock, E. Gerold, E. H. Schulz, (1938). Der Einfluss einer Wechselvorbeanspruchung auf Biegezeit- und Biegewechselfestigkeit von Stahl St. 37. *Archiv für das Eisenhüttenwesen,* **12,** *13,* 141—148.
8. A. G. Worthing, J. Geffner, (1955). *Treatment of Experimental Data.* (Trad. l. română. Prelucrarea datelor experimentale — Ed. Tehnică 1959).
9. W. H. Ericksen, C. E. Work, (1961). A study of the accumulation of fatigue damage in Steel. *Proceedings ASTM,* **61,** 704—718.
10. S. S. Manson, A. J. Nachtigall, J. C. Freche, (1961). A proposed new relation for cumulative fatigue damage in bending. *Proceedings ASTM,* **61,** 679—703.
11. H. Kawamoto, M. Seki, (1960).Some experiments on fatigue under multiple repeated stresses. *Proceedings of the Third Japan Congress on Testing Materials* 15—19.
12. I. A. Pope, (1959). *Metal Fatigue,* Ed. Chapman-Hall, 104—112.
13. A. Palmgren, (1924). Die Lebensdauer von Kugellager. *ZVDI,* **68,** 339—341.
14. M. A. Miner, (1945). Cumulative Damage in Fatigue. *Journal of Applied Mechanics,* **12,** A 159-A 164.
15. R. L. Benedicto, (1961). *Proceedings ASTM,* 692—93.

CONSIDERAȚII ASUPRA APRECIERII TENACITĂȚII OȚELURILOR CARBON OBIȘNUITE

E. IOVIȚIU

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Se analizează comparativ prescripțiile din norme și standarde de determinare pe baza rezultatelor încercărilor de reziliență a temperaturii de tranziție în comportarea tenaco-fragilă a oțelurilor și anume:
temperatura aferentă reducerii rezilienței la $0{,}5\,K_{max}$ — t_A —, temperatura corespunzătoare rezilienței $KCU=3{,}5$ kgfm/cm² — t_{BU} — respective $KV=2{,}6$ kgfm/cm² — t_{BV} — și temperatura evaluată pentru o secțiune de rupere fragilă de 90% din aria epruvetei — t_c —.

Din confruntarea rezultatelor încercărilor executate la 15 probe de oțeluri de mărcile OL 34; OL 38; OL 42 și OL 52 (17 M 13) pe epruvete cu crestături diferite — Mesnager, DVM, ISO U și ISO V — se constată: temperatura de tranziție cea mai ridicată se obține pentru criteriul t_A ($0{,}5\,K_{max}$), iar dispersia minimă se înregistrează la epruvetele cu crestătură ascuțită (ISOV).

Cercetarea comportării tenaco-fragile a oțelurilor formează azi una din preocupările majore ale industriei siderurgice. După apariția ruperilor fragile în construcții sudate, care au produs adevărate catastrofe, numărul metodelor de investigație pentru stabilirea comportării tenaco-fragile a crescut mult; în prezent se cunosc peste o sută de metode prin care se poate studia, fie individual, fie combinat, influența stării de tensiune, a temperaturii și a vitezei de solicitare, parametrii principali care pot da naștere la ruperi fragile.

Problema studierii tenaco-fragile a oțelului a căpătat o importanță crescîndă pe măsura răspîndirii sudurii ca mod de îmbinare în construcțiile metalice, în special la cercetarea modificării proprietăților oțelului în zona de trecere de la cordonul sudat la materialul de bază, unde datorită triaxialității cîmpului de tensiune și a variațiilor cîmpului termic, se produc și schimbări de structură care — împreună — pot da naștere la o fragilizare. Modul cum reacționează oțelul diferă de la oțel la oțel, chiar mai mult, la aceeași marcă de oțel de la o șarjă la alta, în funcție de modul de elaborare etc.

În standardele de oțel recent elaborate se găsesc, pentru una și aceeași marcă, mai multe clase, care nu se deosebesc decît prin diferitele valori ale rezilienței prescrise la o anumită temperatură, temperatura fiind parametrul cel mai important care influențează — pe lîngă starea de tensiune multiaxială și viteza de solicitare — comportarea tenaco-fragilă a unui oțel.

Prima clasificare pentru evidențierea susceptibilității la rupere fragilă, pe baza rezilienței, a fost stabilită în 1958 de către comisia IX a Institutului Internațional de Sudură (IIS-IIW) — în documentul „Recomandări pentru alegerea și clasificarea oțelurilor de construcție sudabile" — cunoscut sub denumirea de „Recomandarea Bonhomme". Acest document clasifică laminatele de oțel sudabile de mărcile *34* la *52* în calitățile *A, B, C* și *D*. Se prevede că reziliența determinată pe epruvete cu crestătura ascuțită în *V* trebuie să fie superioară valorii de 3,5 kgfm/cm² la calitatea *C*, la temperatura de zero grade Celsius, iar la calitatea *D*, la minus 20 °C.

În normele DIN 17 100 se specifică clasele de calitate *1, 2* și *3* pentru oțelurile uzuale sudabile. La clasele *2* și *3* susceptibilitatea la fragilizare este exprimată în funcție de reziliență după *tabela 1*.

Tabela 1

Susceptibilitatea la fragilizare definită prin reziliență (extras din DIN 17100-1957)

Classa	Oțel	Marca	Reziliența kgm/cm²	
			valori medii	valori minime
1	Obișnuit	St 34 St 37 St 42 St 50	—	—
2	Calmat	St 34–2 St 37–2 St 42–2 St 50–2	8 DVMF*) +20°C	5
3	Îngrijit elaborat și calmat	St 34–3 St 37–3 St 42–3 St 50–3	7 DVM O°C	3,5

*) DVMF — epruvetă longitudinală îmbătrînită artificial prin deformare la rece cu 10% și revenită la 250 °C timp de jumătate oră, forma fiind identică cu epruveta DVM, cu diferența încrestării care se face cu r=4 mm.

După forma epruvetei și a crestăturii valoarea rezilienței la unul și același oțel diferă. În multe lucrări s-a căutat să se stabilească corelația care există între cifrele de reziliență obținute asupra unei și aceleeași mărci de oțel, încercată cu epruvete cu crestături de diferite forme. Aceste studii n-au

putut stabili decît o corelație aproximativă. La noi în țară, Prof. C. C. Teodorescu de la Școala politehnică din Timișoara a colaborat cu A. Stecanella din Italia la un studiu comparativ între cifrele de rezilienţă obținute pe epruvete Mesnager și DVM (La metallurgia italiana, nr. 1, din 1933). Corelația între cifrele de rezilienţă obținute pe epruvete Mesnager și ISO a mai fost studiată de M. Rațiu și R. Slătineanu (Standardizarea, 1958, nr. 5 și 6).

Compararea valorilor rezilienţelor obținute asupra diferitelor tipuri de epruvete este dată informativ în normele EURONORM 10—55, reprodus în parte — cu excepția datelor care se referă la epruveta Izod, care nu se folosește la noi — în *tabela 2*.

Tabela 2

Rezilienţele corespunzătoare epruvetelor Mesnager, DVM și ISO-*V*, în funcție de rezilienţa determinată asupra epruvetelor ISO-*U*

ISO-*U*	Mesnager	DVM	ISO-*V*
1	1,4	1,2	0,4
2	2,8	2,4	0,9
3	4,2	3,6	1,5
4	5 6	4,8	2,2
5	7,0	6,0	3,1
6	8,4	7,2	4,1
7	9,8	8,4	5,2
8	11,2	9,6	6,5
9	12,6	10,8	8 0
10	14,0	12,0	9,4
11	15,4	13,2	10,9
12	16,8	14,4	12,6
13	18,2	15,6	14,1
14	19,6	16,8	15,8
15	21,0	18,2	17,7
16	22,4	19,2	19,4
17	23,8	20,4	21,1
18	25,2	21,6	23,0

În *figura 1* s-au reprezentat valorile rezilienţelor date de EURONORM pentru diferite forme de epruvete în funcție de valoare stabilită asupra epruvetelor ISO-*U* și ISO-*V*.

Diagrama este completată și cu curbele care reprezintă variația rapoartelor dintre rezilienţele determinate asupra epruvetelor cu crestături rotunjite și acela asupra epruvetei ISO-*V* cu crestătură ascuțită.

$$f_1 = \frac{K\ \text{Mesnager)}}{K\,(\text{ISO-}V)},\quad f_2 = \frac{K\,(\text{DVM})}{K\,(\text{ISO-}V)} \quad \text{și} \quad f_3 = \frac{K\,(\text{ISO-}U)}{K\,(\text{ISO-}V)}$$

În practică se determină temperatura la care se fragilizează un oțel. Determinînd rezilienţa la diferite temperaturi cu epruvete de aceeași formă,

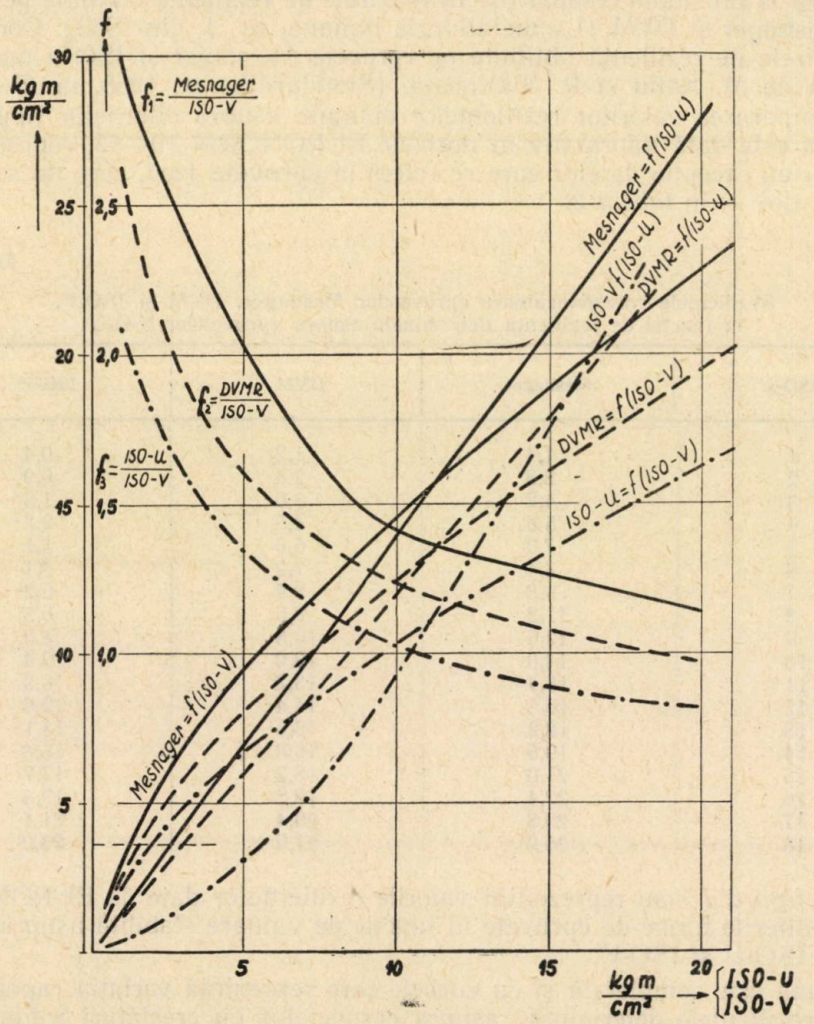


Fig. 1. Corespondența rezilienților după tabela EURONORM 10-55 și rapoartele f ale rezilienților obținute asupra epruvetelor cu crestătura rotunjită la aceea care corespunde epruvetei ISO-*V* în funcție de reziliențe determinate asupra epruvetelor ISO-*U* și ISO-*V*.

temperatura de tranziție — t_u — la care ruperea trece din tenace în aceea fragilă, devine un criteriu pentru compararea fragilizării oțelurilor.

Temperatura de tranziție a unui oțel se poate defini cu atît mai precis cu cît — în curba $K=f(t)$ — trecerea de la valori mari spre cele mici este mai abruptă și cu cît dispersia rezultatelor în zona de trecere de la ruperi tenace la ruperi fragile este mai mică.

Ridicarea curbei rezilienţă-temperatură cere încercarea unui număr mare de epruvete, dispersiile fiind relativ mari. Astfel este utilă stabilirea tipului de epruvetă care dă cea mai mică dispersie.

Breloer [1] arată că aprecierea certă a unui oțel se poate face din încercarea la o anumită treaptă de temperatură, a unui număr de epruvete mai mare decît 7, în schimb pentru determinarea cu suficientă precizie a temperaturii de tranziție, în zona temperaturilor în care se produc ruperile prin separare, numărul de trei epruvete este acoperitor. Autorul a cercetat dispersiile în domeniile de tranziție a curbelor energie de rupere-temperatură, determinate pe epruvete DVM și ISO-*V*.

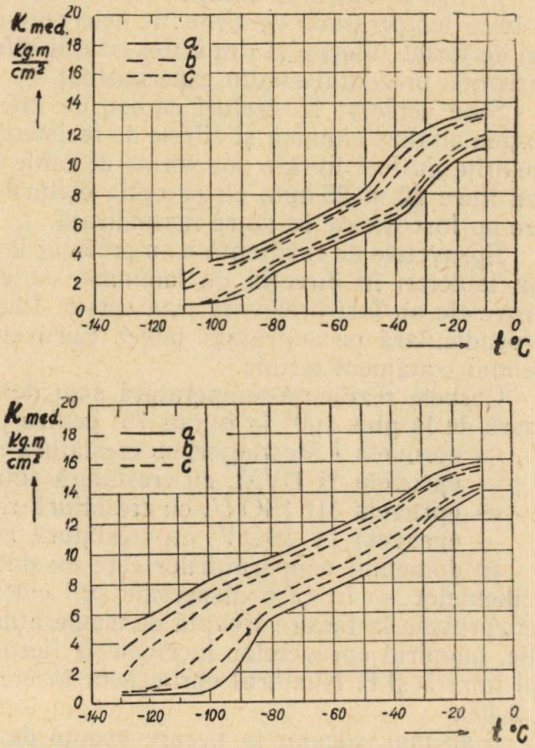


Fig. 2 a și *2 b*. Cîmpul de dispersie al rezilienţelor după Breloer în funcție de temperatură [1] pe epruvete DVM și 1S0-V.

În *figura 2 a* sînt reprezentate dispersiile obținute la un oțel „3" îmbunătățit la încercări cu epruvete DVM. *Figura 2 b* referă la încercările cu epruvete ISO-*V*. In aceste figuri :

— curbele *a* se referă la zona de dispersie a rezultatelor individuale găsite la încercarea a cîte 10 epruvete la fiecare treaptă de temperatură ;

— curbele *b* limitează zona dispersiilor mediilor — 120 de medii posibile — din grupe de 3 rezultate din cele 10 ;

— curbele *c* reprezintă limitele zonei de dispersie a mediilor — 252 medii posibile — calculate pentru grupa de 5 rezultate din cele 10.

Din *figura 2* rezultă că dispersia atît a valorilor individuale cît și a mediilor grupelor din 3 și 5 valori, este mai mică la epruvetele ISO-*V* decît la epruvetele DVM. La temperatura la care se pot conta exclusiv cu ruperi fragile determinarea rezilienței cu epruvete ISO-*V* este mai certă.

2. *Cercetări experimentale*

Pentru a cunoaște comportarea tenaco-fragilă a unor oțeluri, apreciată pe baza temperaturii de tranziție determinată asupra epruvetelor cu crestături de forme diferite și după trei criterii diferite acceptate de standarde, s-a întreprins prezentul studiu experimental.

S-au cercetat 15 oțeluri carbon de mărcile *34, 38, 42* și *52*. *Tabela 3* conține analiza chimică și cifrele de rezistență statică a oțelurilor examinate. Oțelurile au fost livrate sub formă de table laminate fără recoacere, de grosimi între 12 și 25 mm, cu excepția oțelurilor nr. *2, 4, 8* și *9* din *tabela 4*, care au fost livrate în stare normalizată.

Epruvetele de reziliență s-au prelevat la o distanță de 1 mm de la suprafața tablelor, în direcția de laminare, cu excepția oțelului nr. *15*, la care epruvetele au fost prelevate transversal. Încrestăturile s-au practicat cu axa perpendiculară pe suprafața tablei. Epruvetele s-au încercat fără aplicarea vreunui tratament termic.

Curbele reziliență-temperatură s-au determinat în intervalul de temperatură de la plus 100° la minus 70° pentru patru tipuri de epruvete :

— epruveta I Mesnager, cu crestătură rotundă de 2 mm adîncime,
— epruveta II DVM, cu crestătură rotundă de 3 mm adîncime,
— epruveta III ISO *U*, cu crestătură rotundă de 5 mm adîncime și
— epruveta IV ISO *V*, cu crestătură ascuțită de 2 mm adîncime.

În domeniul temperaturilor care au dat valorile maxime și minime ale rezilienței — în care dispersiile sînt cele mai mici — s-au încercat cîte trei epruvete la fiecare treaptă de temperatură. În domeniul zonelor de tranziție, numărul epruvetelor încercate la fiecare treaptă de temperatură a variat între 5 și 8. Numărul epruvetelor încercate în prezentul studiu se ridică la 2 400.

S-au mai calculat la fiecare treaptă de temperatură abaterile medii patratice procentuale ale rezilienței obținute, utilizînd relația

$$V^0/_0 = \frac{S}{x_m} 100, \qquad (1)$$

în care

$$S^2 = \frac{(x_i - x_m)^2}{n-1} \qquad (2)$$

este abaterea medie patratică corectată a celor n epruvete încercate, de valori individuale x_i, iar x_m este media aritmetică a valorilor individuale.

Tabela 3

Analiza chimică și caracteristicile mecanice ale oțelurilor studiate.

Nr.	Analiza chimică									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Ti
1	0,18	0,35	1,40	0,035	0,025	urme	0,15	—	—	—
2	0,20	0,61	1,32	0,030	0,024	0,01	0,15	0,05	0,06	—
3	0 11	0,94	1,59	0,028	0,028	—	0,16	0,05	0,07	0,025
4	0,20	0,28	1,06	0,033	0,034	urme	0,17	0,05	0,07	0,05
5	0,20	0,47	1,08	0,036	0,026	urme	0,09	—	—	—
6	0,20	0,47	1,06	0,032	0,018	urme	0,11	—	—	—
7	0,16	0,17	0,58	0,036	0,032	—	0,14	—	—	—
8	0,12	0,23	0,42	0,015	0,024	—	0,17	0,06	0,05	—
9	0,19	0,30	0,46	0,018	0,038	—	0'16	0,07	0,05	—
10	0,10	—	0,33	0,027	0,038	—	0,16	—	—	—
11	0,20	—	0,49	0,033	0,036	—	0,15	—	—	—
12	0,24	—	0,27	0,036	0,040	—	—	—	—	—
13	0,12	—	0,42	0,028	0,030	—	0,17	0,06	0,05	—
14	0,25	—	0,33	0,020	0,032	—	—	—	—	—
15	0,19	0,55	1,33	0,030	0,026	urme	0,30	0,24	0,08	—

Nr.	Marca	Grosimea tablă mm	σ_c kgf/mm²	σ_r kgf/mm²	δ_5%	ψ%	Starea
1	OL 52	25	31,7	56,0	24,4	67,0	
2	OL 52	25	38,8	56,5	—	65,4	normalizată
3	OL 52	20	39,3	55,9	24,1	69,0	
4	OL 52	25	37,6	53,2	—	68,0	normalizată
5	OL 52	25	47,0	68,8		56,0	
6	OL 52	25	48,0	68,4		57,0	
7	OL 38	25	24,4	43,0	30,3	66,8	
8	OL 37	25	28,0	41 1	30,6	66,6	normalizată
9	OL 37	25	32,3	46,8	26,4	62,8	normalizată
10	OL 34	16	23,0	39,2	31,5	66,0	
11	OL 38	14	24,0	40,2	28,0	66,4	
12	OL 42	15	26,0	44,3	27,1	65,7	
13	OIK 1	14	24,2	41,3	30,2	67,0	
14	OIK 2	12	24,8	44,6	28,3	65,4	
15	OL 52	12	42,2	58,0	20,5	64,2	

Pentru aprecierea temperaturii de tranziție s-au admis trei criterii din cele indicate în literatură, și anume:

A) Temperatura la care reziliența maximă scade cu 50% deci devine $0{,}5\,K_{max}$, după *Altmayer* și *Peiter* [2]. Curba reziliență-temperatură (*fig. 3*) este caracterizată schematic prin pragul valorilor maxime și minime și prin dreapta de tranziție definită prin unghiul α_u. Abscisa la $0{,}5\,K_{max}$ taie curba reziliență-temperatură în punctul P de coordonatele $K_u = 0{,}5\,K_{max}$ și t_u, aceasta din urmă fiind temperatura critică;

B) Temperatura la care reziliența atinge valorile 3,5 kgf/cm² la epruvetele cu crestătura rotundă (I, II și III) și 2,6 kgfm/cm² la cele cu crestătură ascuțită (IV);

C) Temperatura la care suprafeţele epruvetelor rupte prezintă o casură cristalină de 90%. Faţă de criteriul de 50% cristalinitate în casbură, cea bazată pe 90% casbură cristalină este mai apropiată de treapta indicată de

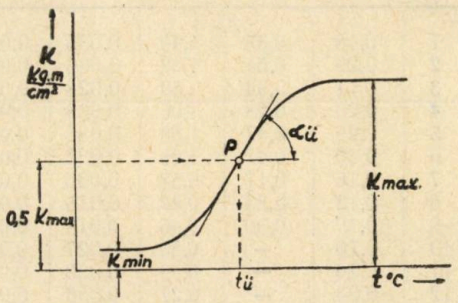


Fig. 3. Schema criteriului de stabilire a temperaturii de tranziţie după Altmayer şi Peiter [2].

Pröger [3] şi de „temperatura inferioară de rupere mixtă" definită de Kornfeld [4].

În cele ce urmează temperaturile critice de tranziţie s-au notat cu:

— t_A pentru valoarea $0{,}5\,K_{max}$, epruvete tip I ... IV,
— t_{BU} pentru valoarea 3,5 kgfm/cm², epruvete tip I, II şi III,
— t_{BV} pentru valoarea 2,6 kgfm/cm², epruvete tip IV şi
— t_C pentru epruvete I ... IV cu 90% casură cristalină.

Rezultatele încercărilor de rezilienţă asupra celor 15 oţeluri din *tabela 3*, sînt trecute în *figurile 4 ... 8*.

Într-o coloană a diagramei sînt reprezentate rezultatele care se referă la un anumit oţel pentru cele trei criterii admise. Astfel:

— *diagrama a* reprezintă variaţia rezilienţei K, în funcţie de temperatură, pentru cele patru tipuri de epruvete precum şi a procentului de cristalinitate % CR;

— *diagrama b* se referă la rezilienţele relative $R = K_x/K_{max}$, unde K_x este rezilienţa determinată la o temperatură oarecare t_x °C, iar K_{max} este valoarea maximă a rezilienţei, obţinută din media rezilienţelor la temperaturile între 60 ... 100 °C. Din aceste diagrame se pot citi temperaturile de tranziţie t_A care corespund la valorile $K_u = 0{,}5\,K_{max}$, adică temperaturile la care rezilienţele relative R ating valoarea de 0,5;

— *diagrama c* reprezintă rapoartele f_1, f_2 şi f_3 dintre rezilienţele la diverse temperaturi obţinute asupra epruvetelor de tipul I, II şi III cu crestătura rotundă, raportată la rezilienţele determinate asupra epruvetelor tip IV cu crestătura ascuţită, adică:

$$f_1 = \frac{K_I}{K_{IV}},\quad f_2 = \frac{K_{II}}{K_{IV}} \quad \text{şi} \quad f_3 = \frac{K_{III}}{K_{IV}}$$

— *diagrama d* conţine abaterile medii patratice procentuale $V\% = \frac{x_m}{S}100$.

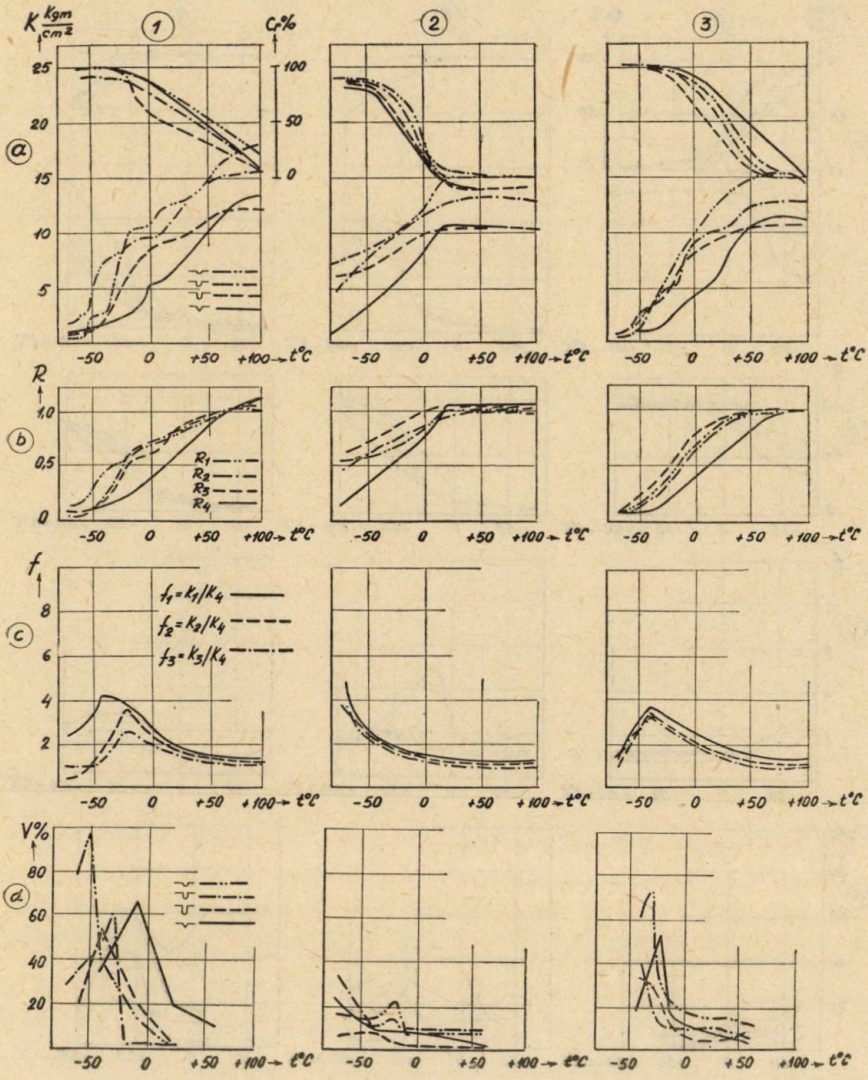

K kgm/cm²
Cr%
1
2
3
a
b
c
d
R
f
V%
R1
R2
R3
R4
f1 = K1/K4
f2 = K2/K4
f3 = K3/K4
-50 0 +50 +100 → t°C

Fig. 4.

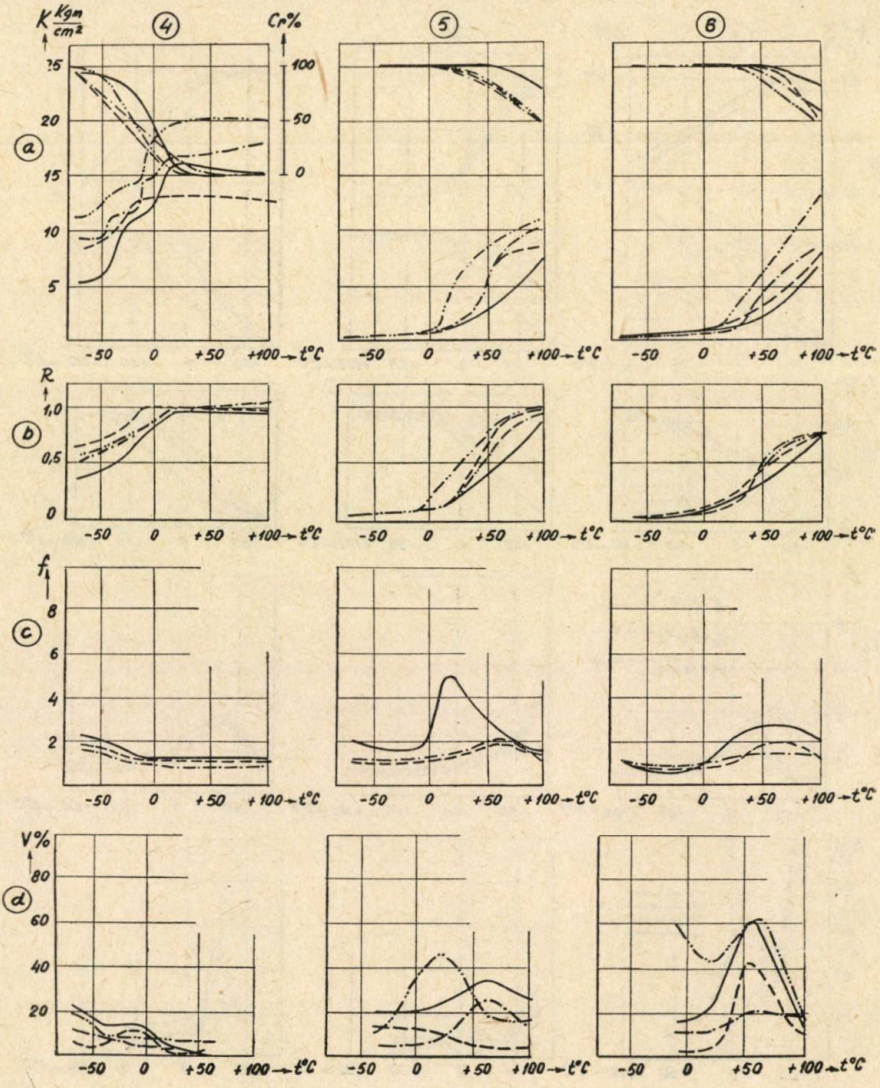


Fig. 5.

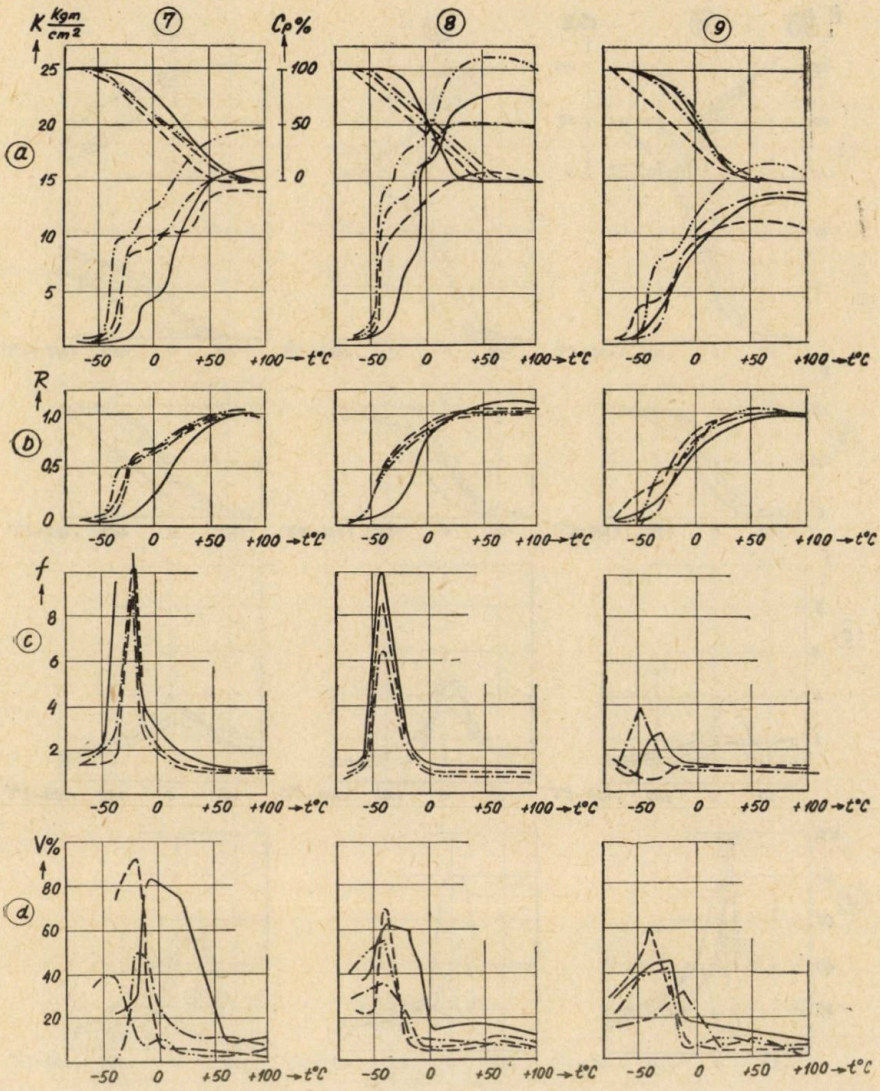


Fig. 6.

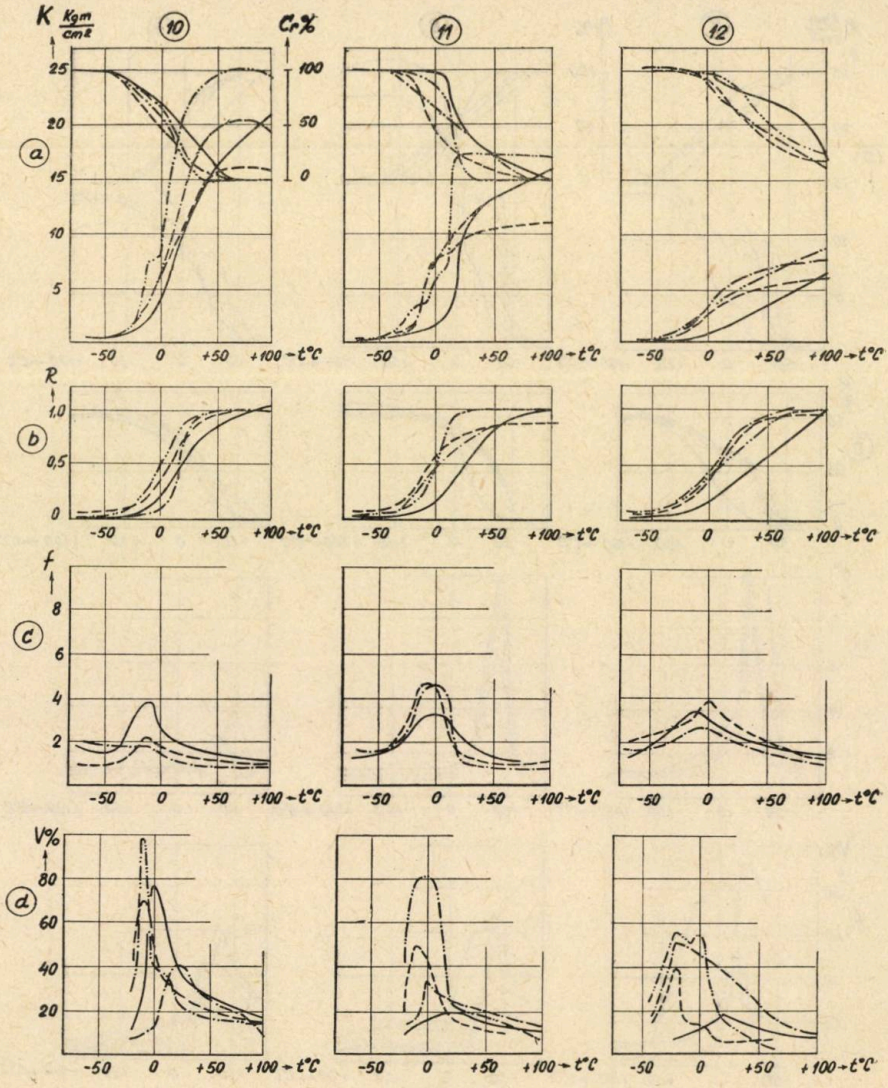


Fig. 7.

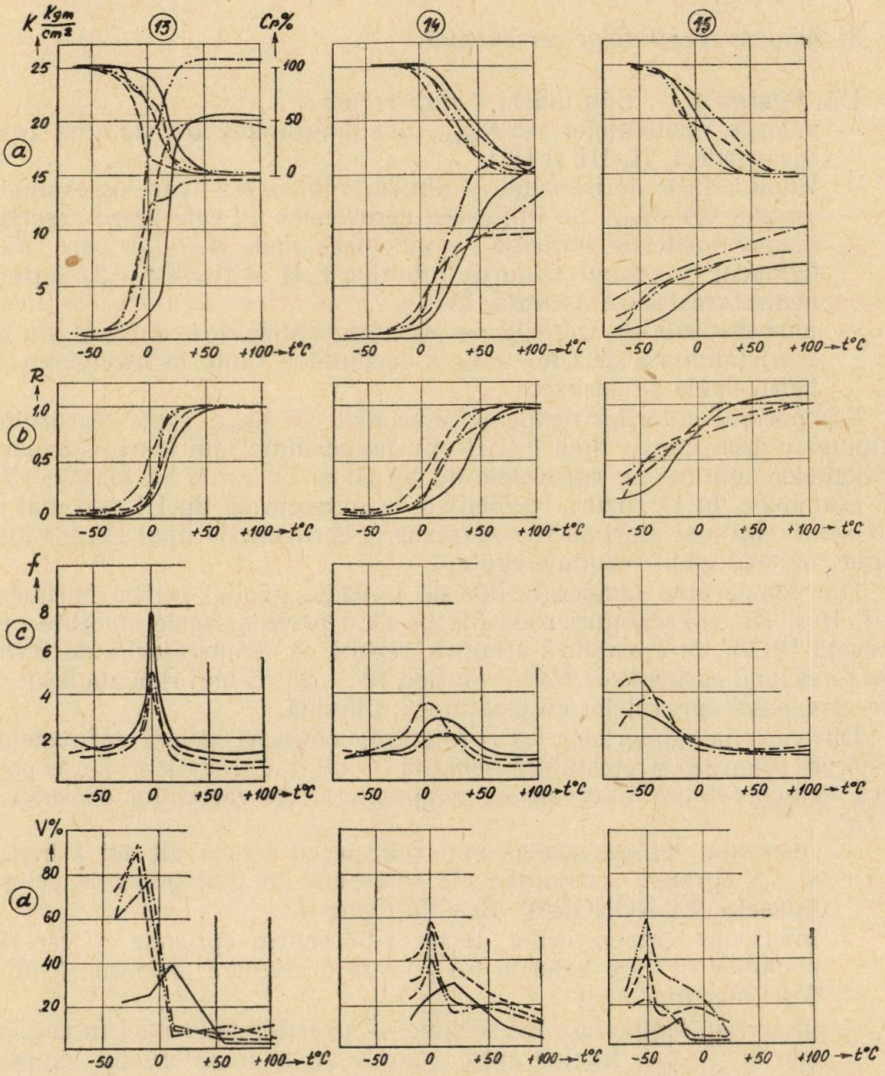


Fig. 8.

Fig. 4—8. Variația în funcție de temperatură a rezilienței K=kgfm/cm², a procentajului de cristalinitate CR în secțiunea ruptă, a rezilienței relative $R=x/K_{max}$ și a rapoartelor f dintre rezilienţele determinate asupra epruvetelor cu crestătură rotunjită și cele cu crestătură ascuțită. Variația abaterii valorii medii patratice $V\%$ a rezilienţelor pentru cele patru tipuri de epruvete utilizate la încercarea oțelurilor din *tabela 3*. Legenda în *fig. 4* este valabilă și pentru *figurile 5...8*. Oțelurile sînt numerotate de la 1 la 15, fiind încadrate în figuri cu un cerc ; această numerotare corespunde celei din *tabela 3*.

3. *Analiza rezultatelor cercetărilor*

Din *figurile 4 ... 8*, în tabela 4 sînt trecute :

— valorile rezilienților $0{,}5\,K_{max}$ din diagramele *b* ; stabilite pentru-epruvetele I, II, III și IV ;

— temperaturile de tranziție — din diagramele *b* — care corespund criteriului $0{,}5 \cdot K_{max}$ la utilizarea epruvetelor cu cele patru crestături ;

— temperaturile de tranziție — din diagramele *a* — la care $K=3{,}5$ kgfm/cm² pentru crestăturile rotunjite I, II și III și $K=2{,}6$ kgfm/cm² pentru crestătură ascuțită, IV ;

— temperaturile de tranziție — din diagramele *a* — la care s-a găsit o cristalinitate de $CR=90\%$ a secțiunilor rupte la încercarea celor patru tipuri de epruvete.

Compararea valorilor rezilienților relative $0{,}5\,K_{max}$ arată că rezultatele obținute cu epruvete de tipul I și II sînt întotdeauna mai mari. Compararea rezilienților obținute cu epruvetele de tip III și IV arată că la cele 15 oțeluri examinate, în 11 cazuri, rezilienții la epruveta de tip III sînt mai mici, în 3 cazuri sînt mai mari decît cele găsite la epruvete de tipul IV, iar într-un singur caz s-au găsit rezultate egale.

Din compararea temperaturilor de tranziție găsite, pentru epruvete de tip I, II și III cu crestături rotunjite pe de o parte și acele stabilite pentru epruveta ISO-*V* cu crestătură ascuțită, rezultă că temperaturile de tranziție care corespund epruvetelor ISO-*V* sînt cu 10 ... 25 °C mai ridicate decît acele care corespund epruvetelor cu crestătura rotunjită.

Din variația rapoartelor *f* a rezilienților obținute asupra epruvetelor cu crestături rotunjite și crestătură ascuțită — din diagramele *c* — se pot observa în general trei intervale de temperatură, cu variațiuni deosebite ale lui *f* :

— intervalul temperaturilor mai ridicate cu valori ale lui *f* între 1,0 și 1,5 aproape constante ; ele corespund în linii generale celor din tabelele „EURONORM" 10—55, *figura 1* ;

— intervalul temperaturilor de tranziție pentru epruvete cu crestătură rotunjită în care valorile lui *f* arată o creștere pronunțată pînă la 5 și chiar mai mult ;

— intervalul temperaturilor scăzute — a rezilienților mici în care valorile lui *f* scad, tinzînd către valorile avute în intervalul temperaturilor mai ridicate.

De observat este că aceste intervale la unele oțeluri se deosebesc între ele mai net iar la altele mai puțin pronunțat. Cu toate acestea variația rapoartelor *f* permit a trage concluzia că :

— Tabela de echivalare „EURONORM" este valabilă numai pentru încercări la temperatura ambiantă. Ea poate fi folosită cu rezervă și la compararea rezilienților în domeniul ruperilor fragile. In schimb, în domeniul ruperilor mixte n-are valabilitate ;

Tabela 4

Temperaturile critice de tranziție ale oțelurilor, evaluate după diverse criterii și la crestături de forme diferite

Nr. oțel	Marca	Rezilienţă kgf/cm²				Temperaturi de tranziţie °C											
		$0{,}5\ K_{max}$				$t_A = 0{,}5\ K_{max}$				t_B (3,5 ; 2,6) kgfm/cm² 3,5	3,5	3,5	2,6	$t_c = 90\%\ CR$			
		Epruveţa				Epuveta				Epruveta				Epruveta			
		I	II	III	IV	I	II	III	IV	I	II	III	IV	I	II	III	IV
1	25	8,5	7,7	6,0	6,2	−22	−24	−20	+18	−50	−35	−30	−18	−10	−10	−17	− 5
2	52	7,5	6,4	5,1	5,3	<−70	−60	<−70	−22		<−70		−55	<−70	<−70	−70	−50
3	52	7,5	6,3	5,2	5,6	−15	−13	−20	+18	−40	−38	−38	−18	−20	−20	−28	0
4	52	10,0	8,6	6,5	7,9		<−70				<−70		−20	−60	−70	−70	−50
5	52	5,6	5,4	4,2	3,9	+25	+55	+48	+64	+16	+45	+45	+50	+48	+40	+46	+80
6	52	6,6	4,3	3,8	3,2	+55	+52	+58	+68	+35	+45	+56	+60	+46	+60	+70	+80
7	38	9,7	8,0	7,0	7,8	−32	−24	−26	+16	−30	−30	−20	−12	−40	−40	−38	−10
8	37	12,7	10,0	7,6	10,7	−40	−40	−40	− 5	−42	−43	−42	−38	−44	−40	−43	−16
9	37	8,0	6,8	5,5	6,6	−30	−16	−20	−14	−41	−25	−40	−34	−30	−34	−45	−26
10	34	12,4	10,0	8,0	9,6	+15	+10	+10	+18	−18	− 8	−20	− 6	−30	−30	−33	−12
11	32	8,5	7,6	5,5	7,8	+10	− 2	− 8	+20	−20	−14	−15	+12	− 4	−25	+20	+10
12	42	2,8	3,6	3,0	3,1	+18	0	+ 3	+40	+ 5	− 3	+10	+32	+20	− 4	0	+10
13	L1	12,2	10,5	7,2	10,2	− 5	0	−12	+18	−20	−10	−18	0	−20	−20	−30	+ 2
14	K2	8,0	57	4,5	7,0	+18	+20	+ 8	+36	+ 5	+14	+ 2	+16	+10	+10	0	+20
15	52	3,9	48	4,0	3,0	−38	−38	−42	−13	−43	−70	−45	−12	−80	−40	−30	−20

— epruveta ISO-*V* cu crestătura ascuțită evidențiază — în special în domeniul de trecere de la ruperea tenace la cazul fragil — cu o severitate deosebită, susceptibilitatea de fragilizare a oțelurilor.

Din examinarea diagramelor *d*, care reprezintă dispersiile rezultatelor determinărilor de rezilienţă, se constată următoarele:

— alura curbelor dispersiei *V*% este asemănătoare curbelor *f* din diagramele *c*, în funcție de temperatură;

— la compararea dispersiilor *V*% a rezultatelor obținute asupra epruvetelor de diferite forme, nu se sesizează diferențe sistematice.

In figura 9 s-au trecut cele 15 oțeluri cercetate, ordonate în trei grupe, pe baza temperaturilor de tranziție stabilite:

— pentru cele patru tipuri de crestături — I, II, III și IV, respectiv

— după criteriile t_A ... 0,5 K_{max}, t_{BU} ... 3,5 kgfm/cm², t_{BV} ... kgfm/cm², ... CR=90%.

In grupa întîi s-au încadrat oțelurile *34*(10); OLK1(13); OL 38(11); OLK2(14) și OL 42(12). A doua grupă este formată din oțelurile de marca *37—38* calmate (7, 8 și 9). Oțelurile de marca *52* formează a treia grupă (4, 2, 15, 1, 3, 5 și 6). Între paranteze s-a indicat numărul probei de oțel din *tabela 3*.

Determinarea diferenței maxime Δt_{max} între temperaturile de tranziție obținute după criteriile — t_A, t_{BU}, t_{BV} și CR=90% — pentru cele 15 oțeluri, folosind epruvete cu crestături diferite — *tabela 5* — arată că aceste diferențe variază între 0 °C și 45 °C, media fiind de Δt_{um} = 18,1 °C. Repartiția celor 60 de diferențe de temperatură relevă (*fig. 10*) că 80% din diferențe sînt cuprinse între 6 și 24 °C. Aceste diferențe mari dovedesc influența diferitelor stări de tensiune produse de crestături de forme diferite asupra temperaturii de tranziție determinată după diferite criterii.

Din *tabela 6* rezultă numărul cazurilor în care criteriile luate în considerare pentru aprecierea temperaturii de tranziție determină limita inferioară t_{ui}, respectiv limita superioară t_{us}. Criteriul 0,5 K_{max} definește în toate cazurile pe t_{ns}; în schimb criteriul $KCU \geqslant$ 3,5 kgfm/cm² determină în 24 cazuri pe t_{ui} și numai într-un singur caz pe t_{us}. In 12 cazuri criteriul $KV \geqslant$ 2,6 kgfm/cm² definește pe t_{ui} și în nici un caz pe t_{us}. Pe baza cristalinității CR=90%, a fost stabilită în 24 cazuri t_{ui} și în 18 cazuri t_{us}.

Se constată că din cele patru criterii pentru definirea temperaturii de tranziție cel mai larg este $KCU \geqslant$3,5 kgfm/cm² urmat de $KC \geqslant$2,6 kgfm/cm², iar cel mai sever s-a dovedit criteriul K=0,5 K . Criteriul CR=90% este afectat de dispersia maximă.

Grupînd t_{ui} și t_{ns} pentru cele patru tipuri de epruvete, în funcție și de criteriul pe baza căruia s-au stabilit — *tabela 6* — se constată următoarele:

— la epruveta Mesnager (I), t_{us} se obține în toate cazurile aplicînd criteriul 0,5 K_{max}. Aplicarea criteriului $KCU \geqslant$ 3,5 kgfm/cm² duce la stabilirea lui t_{ui}, iar pentru CR=90% se stabilește în 4 cazuri t_{ui} și în 6 cazuri t_{ns}. Diferența medie $\Delta t_u = (t_{ui})$ pentru acest tip de epruvetă, este de 19,4 °C.

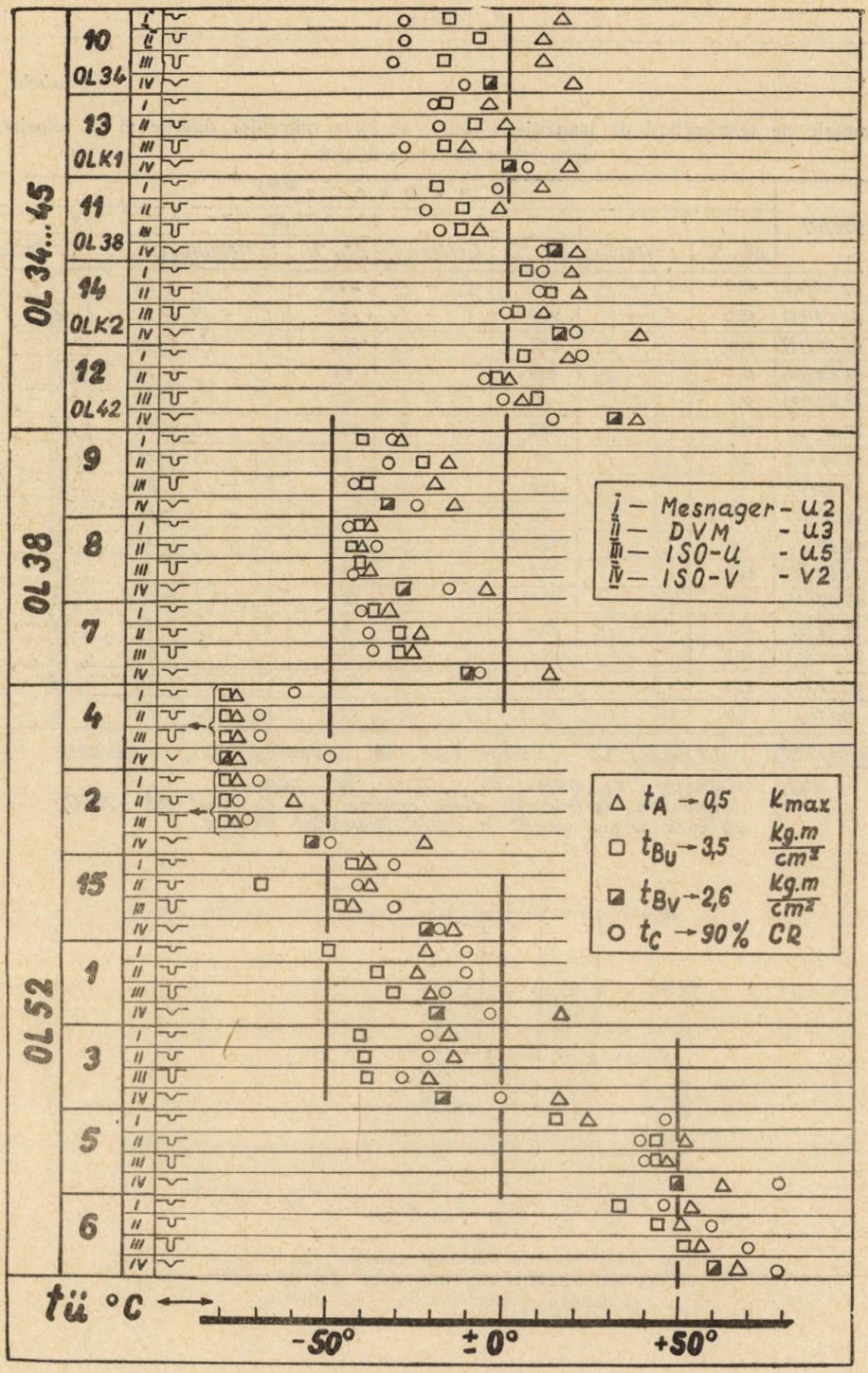


Fig. 9. Clasificarea oțelurilor examinate în funcție de temperaturile de tranziție stabilite la utilizarea epruvetelor de diferite forme.

Tabela 5

Diferenţele de temperatură de tranziţie stabilite pe baza criteriilor diferite şi la folosirea epruvetelor de forme diferite

Nr. crt.	Oţelul	Epruveta xx) I		II		III		IV	
		Δt_u °C	Criteriul x)	Δt_u °C	Criteriul x)	Δt_u °C	Criteriul x)	Δt_u °C	Criteriul x)
1	OL 34 (10)	45,0	○ – △	40,0	○ – △	43,0	○ – △	30,0	○ – △
2	OL K1 (13)	15,0	○ – △	20,0	○ – △	18,0	○ – △	18,0	◪ – △
3	OL 38 (11)	20,0	□ – △	23,0	○ – △	12,0	○ – △	10,0	○ – △
4	OL K2 (14)	15,0	□ – △	10,0	○ – △	8,0	○ – △	20,0	◪ – △
5	OL 42 (12)	11,0	□ – ○	4,0	○ – △	10,0	○ – □	30,0	○ – △
6	OL 38 (9)	11,0	□ – △	18,0	○ – △	25,0	○ – △	18,0	◪ – △
7	OL 38 (8)	4,0	○ – △	3,0	□ – ○	3,0	○ – △	33,0	◪ – △
8	OL 38 (7)	8,0	○ – △	16,0	○ – △	12,0	○ – △	28,0	◪ – △
9	OL 52 (4)	> 15,0 +)	□ – ○	> 5,0 +)	□ – ○	> 5,0 +)	□ – ○	> 25,0 +)	◪ – ○
10	OL 52 (2)	> 5,0 +)	□ – ○	> 15,0 +)	□ – △	> 5,0 +)	□ – ○	33,0	◪ – △
11	OL 52 (15)	13,0	□ – ○	32,0	□ – △	15,0	□ – ○	8,0	◪ – △
12	OL 52 (1)	40,0	□ – ○	25,0	□ – ○	13,0	□ – ○	36,0	◪ – △
13	OL 52 (3)	25,0	□ – △	25,0	□ – △	18,0	□ – △	36,0	◪ – △
14	OL 52 (5)	32,0	□ – ○	15,0	○ – △	2,0	○ – △	30,0	◪ – ○
15	OL 52 (6)	22,0	□ – △	15,0	□ – ○	14,0	□ – ○	20,0	◪ – ○
Δt_u	mediu	19,4	$t_{ui} - t_{us}$	14,4	$t_{ui} - t_{us}$	13,6	$t_{ui} - t_{us}$	25,0	$t_{ui} - t_{us}$

Legenda: x) △ ... 0,5 Kmax ; □ ... 3,5 kgfm/cm²; ◪ ... 2,6 kgfm/cm²; ○ ... CR = 90%

xx) I ... Mesnager ; II ... DVM ; III ... ISO-U ; IV ... ISO-V

+) Temperatura de tranziţie după criteriile t_A şi t_B a fost sub -70°C, sub care nu s-a coborît în cadrul încercărilor prezente.

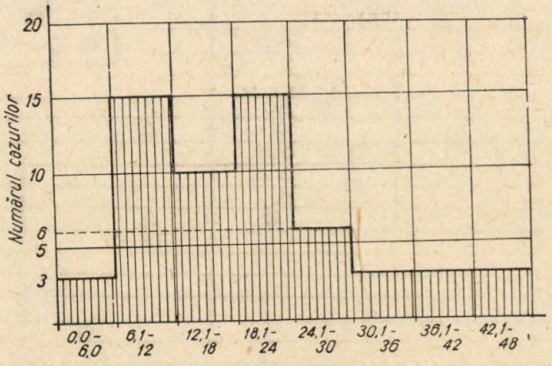


Fig. 10. Frecvenţa valorilor extreme ale temperaturilor de tranziţie stabilite după diferite criterii şi asupra epruvetelor de forme diferite.

Tabela 6

Numărul cazurilor la care diferitele criterii de apreciere ale temperaturii critice definesc valoarea minimă — t_{ut} — și valoarea maximă — t_{us} — a temperaturii de tranziție la epruvete de diferite forme

Criteriul de apreciere a temperaturei de transpirație	Numărul cazurilor în care criteriul definește temperatura t_{ui} sau t_{ua}									
	Mesnager (I)		DVM (II)		ISO-U (III)		ISO-V (IV)		Total	
	t_{ui}	t_{us}	t_{ui}	t_{us}	t_{vi}	t_{us}	t_{ui}	t_{us}	t_{ui}	t_{us}
t_A ... 0,5 K	—	9	—	11	—	9	—	12	—	41
t_{BU} ... 3,5 kgfm/cm²	11	—	7	—	6	1	—	—	24	1
t_{BV} ... 2,6 kgfm/cm²	—	—	—	—	—	—	12	—	12	—
$_C$ ... CR=90%	4	6	8	4	9	5	3	3	24	18

— la epruveta DVM, t_{us} se obține pe baza criteriului 0,5 K_{max}. Criteriul $KCU \geqslant 3{,}5$ kgf/cm² determinată pe t_{ui}, pentru CR=90% s-a obținut în 8 cazuri t_{ui} și în 4 cazuri t_{us}. Diferența medie este de 14,4 °C.

— la epruveta ISO-*U*, aplicarea criteriului 0,5 K_{max} determină t_{us} ca și la epruvetele Mesnager și DVM. Criteriul $KCU \geqslant 3{,}5$ kgfm/cm² definește în 6 cazuri t_{ui} și într-un singur caz t_{us}. La acest tip de epruvetă criteriul CR=90% stabilește în 9 cazuri t_{ui} și în 5 cazuri t_{us}. Pentru acest tip de epruvetă Δt_u medie este 13,6 °C.

— la epruveta ISO-*V* criteriul 0,5 K_{max} duce la aceleași concluzii ca și în cazul epruvetelor cu crestătura rotunjită: Mesnager, DVM și ISO-*U*. Temperatura t_{ui} este determinată de criteriul $KV \geqslant 2{,}6$ kgfm/cm²; criteriul CR=90% definește în cîte trei cazuri pe t_{ui} și t_{us}. Diferența de temperatură Δ_{tu} medie s-a ridicat la 25 °C.

4. CONCLUZII

Din analiza expusă se desprind următoarele:

a. Criteriul cel mai sever, care determină cea mai ridicată temperatură de tranziție, indiferent de forma epruvetei folosite se obține pentru condiția K=0,5 K_{max}. Aplicarea acestui criteriu necesită însă ridicarea completă a curbei energiei de rupere÷temperatură, pentru stabilirea valorilor maxime ale rezilienților.

b. Al doilea criteriu (t_B), care stabilește temperatura de tranziție pentru valorile rezilienților de KCU=3,5 kgfm/cm², în cazul epruvetelor cu crestătură rotundă (t_{BU}) și KV=2,6 kgfm/cm² în cazul epruvetelor cu crestătură ascuțită (t_{BV}) conduce la determinarea temperaturilor inferioare de tranziție t_{ui}.

c. Criteriul al treilea t_C, care determină temperatura de tranziție pentru condiția $CR=90\%$ cristalinitate din secțiunea epruvetei rupte, este afectat de dispersii mari. De fapt însăși metoda de stabilire a acestui procentaj este subiectivă.

d. Din cele 15 șarje de oțeluri studiate, temperatura de tranziție superioară t_{us} a fost determinată la 68% din cazuri prin criteriul t_A, la 2% cazuri prin criteriul t_B și la 30% cazuri prin criteriul t_C, iar temperatura inferioară de tranziție t_{ui} la 60% cazuri prin criteriul t_B și la 40% cazuri prin criteriul t_C.

e. Diferența dintre temperaturile de tranziție inferioare și superioare, $\Delta t_u = t_{us} - t_{ui}$, a fost maximă la încercările efectuate pe epruvete cu crestătura ascuțită, în medie de 25 °C. La încercarea epruvetelor cu crestătură rotundă — I, II și III — s-au înregistrat diferențe Δ_{tu} între 14 °C și 19 °C.

f. Dispersia rezultatelor în domeniul temperaturii de tranziție a fost minimă la încercările pe epruvetele cu crestătura ascuțită, în *V*. Temperaturile de tranziție determinate pe aceste epruvete au condus la rezultate în medie cu 20 °C mai ridicate față de cele determinate din încercările pe epruvetele cu crestătura rotundă, independent de criteriul adoptat.

g. Ordinea de clasificare a oțelurilor din *figura 9*, indicată după succesiunea temperaturilor de tranziție determinate pe epruvete cu crestătura în *V* este valabilă în general, independent de criteriul aplicat; influența criteriului se manifestă doar asupra valorilor mai ridicate sau mai coborîte ale temperaturilor de tranziție.

BIBLIOGRAFIE

1. R. Breloer, (1966). Kerbschlagzähigkeit, Bruchaussehen und Ubergangstemperatur einiger Baustähle nach verschiedene Wärmebehandlungen. *Archiv. f. Eisenhüttenwesen*, 37, *3*, 227—33.
2. G. Altmayer, A. Peiter, (1961). Vergleichende Untersuchung der Kerbschlogzähigkeit unterschiedlich wärmebehandelter Kohlenstoffstähle. *Materialprüfung*, 3, *4*, 147—55.
3. M. Pröger, (1964). Zur Frage der stufenweisen Versprödung ferritischer Stähle beim Kerbschlagbiegeversuch. *Materialprüfung*, 6, *12*, 450—60.
4. N. Kornfeld, (1955). Angenäherte Berechnung von Kerbschlagzähigkeitstemperaturen im Gebiet des Steilabfalls. *Stahl u. Eisen*, 75, *20*, 1324—30.

CERCETAREA CORELAȚIILOR MECANO-MAGNETICE LA SÎRME DE OȚEL OLC 25 CU FIGURI LISSAJOUS

T. HERLESCU

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Reducerea duratei de prelucrare a oscilogramelor înregistrate contribuie hotărîtor la reușita unor cercetări care studiază corelația dintre două oscilații de aceeași frecvență. Dacă una dintre oscilații nu conține decît două componente — de gradul 1 și 2 sau 1 și 3 — atunci prin eliminarea bazei de timp, prin alegerea potrivită a montajului, se poate obține o figură Lissajous.

Aplicarea prezentată a unei metode bazate pe folosirea figurii Lissajous, descrisă în [1], la cercetarea corelațiilor mecano-magnetice relevă că pe lîngă realizarea unei economii substanțiale de timp se mai pot obține și o serie de amănunte importante pentru cercetarea fenomenului.

1. Tehnica de încercare a materialelor folosește în scopul urmăririi fenomenelor legate de solicitarea periodică a pieselor examinate, mijloace de măsurare înregistratoare dependente de timp. Prelucrarea oscilogramelor ridicate înseamnă determinarea oscilațiilor componente ca amplitudine și fază. Metoda analizei armonice, folosită în acest scop, în pofida sistematizărilor cunoscute, este complicată și greoaie. Dacă în decursul unei singure încercări se impune executarea mai multor înregistrări, prelucrarea oscilogramelor și trasarea curbelor caracteristice răpește mult timp, încetinind considerabil desfășurarea cercetărilor.

Analiza amănunțită a oscilogramelor, înregistrate la încercări de materiale prin solicitări oscilante, a arătat că variațiile apărute la mărimile urmărite sînt și ele oscilante cu un anumit conținut de armonice, în care predomină cea de gradul 2. Pornind de la această constatare s-au studiat posibilitățile de simplificare a analizei armonice sau de găsire a unei alte căi de prelucrare care să conducă la reducerea simțitoare a duratei de prelucrare a înregistrărilor. Rezultatul acestor studii s-a concretizat în elaborarea unei metode bazate pe folosirea figurilor Lissajous [1] prin care cuantumul de măsurători și calcule s-a redus sub 1/3 din cel prestat la aplicarea metodei clasice.

Figura Lissajous (*fig. 2*) reprezintă într-un sistem cartezian aceea legătură funcțională între două mărimi care după parcurgerea unei serii de valori, într-un sens ales, revine la starea inițială, dînd naștere la o curbă închisă. Forma figurii este caracteristică numai pentru starea descrisă prin valorile invariabile ale restului parametrilor și în cazul unei dependențe de timp, pentru numărul de cicluri parcurse anterior de către variabila de bază.

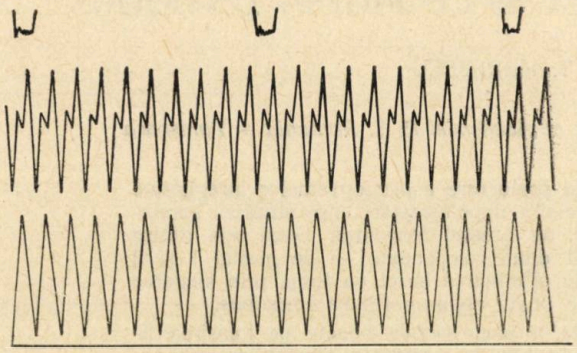


Fig. 1. Oscilogramă cu desfășurare în timp : sus — marcă de timp 0,1 s; mijloc — variația mărimii magnetice; jos — variația sarcinii.

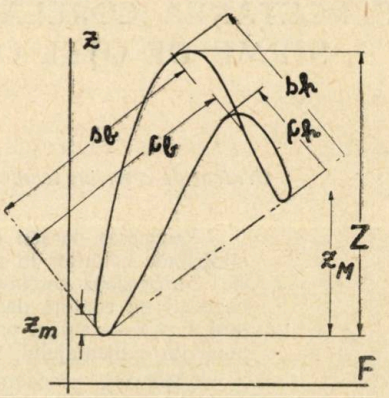


Fig. 2. Figură Lissajous cu notații folosite la punctul 4 și [3].

Forma figurii se caracterizează prin amplitudinea și faza componentelor armonice.

Metoda bazată pe folosirea figurilor Lissajous lucrează cu valori raportate micșorînd astfel erorile legate de neuniformitatea avansului hîrtiei de înregistrare, de grosimea urmei înregistrate, de determinarea liniei de referință, de măsurarea coordonatelor punctelor caracteristice ș. a. m. d.

2. Cercetarea corelațiilor mecano-magnetice are ca scop identificarea unor legături care să reliefeze mai clar diferitele stări de deformare prin care trec materialele feromagnetice solicitate treptat pînă la rupere, pe cît este posibil cu mijloacele folosite în prezent. Curbele de deformare obișnuite $\sigma=f(\varepsilon)$, ridicate în mod normal la o încercare, în multe cazuri nu permit decît determinarea rezistenței la rupere σ_r.

Variația unei mărimi magnetice în funcție de solicitare este un fenomen mult mai complex, care pentru a putea fi studiat trebuie decompus în elementele sale componente. Pentru verificarea conținutului de informații a datelor obținute s-a ales calea folosirii figurilor Lissajous. Ca material de

încercare a fost aleasă sîrmă trasă pentru cabluri din OLC 25, un oțel de îmbunătățire cu conținut de 0,30% carbon.

Caracteristicile epruvetelor încercate sînt redate în *tabela 1* și *figura 3.*

Tabela 1

Marcare	25/210	25/110	25/410	25/310
Starea	recoaptă	livrarea	călită în ulei	călită în apă
Microduritate Hv_{200}	165	371	485	615
σ_r kgf/mm²	50	109	130	162
$\sigma_\times$ kgf/mm²	27	34,5	44	52

Pentru asigurarea unei trepte intermediare între starea de livrare cu fibraj și cea călită în apă cu structură fină neorientată, avînd $\sigma_r = 109$ respectiv 162 kgf/mm², s-a intercalat o grupă cu răcire în ulei obținînd astfel între cele două structuri martensitice una troostitică-martensitică, cu granulație mai puțin fină, avînd $\sigma_r = 130$ kgf/mm².

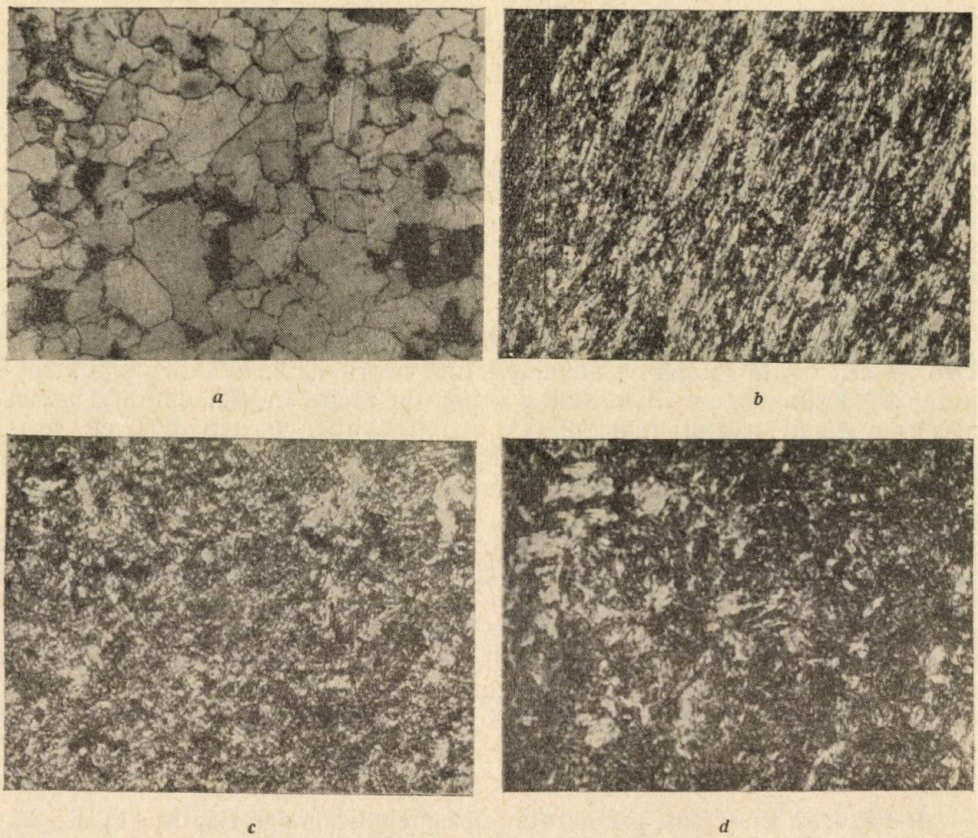
Incercările au fost executate cu sarcini pulsante avînd amplitudini crescătoare în trepte pînă la ruperea epruvetei [2]. Figurile Lissajous din prezenta lucrare au fost înregistrate la fiecare treaptă de solicitare, riguros după cîte 4 500 de cicluri, cînd schimbările de formă tindeau să dispară. Trebuie precizat că și pînă la 4 500 de cicluri au fost executate cîteva înregistrări care însă, datorită vitezei de variație a fenomenului și impreciziilor de execuție inerente timpului scurt disponibil, nu puteau fi riguros corelate cu un anumit număr de cicluri stabilit pentru toate treptele. In acest interval problema nu va putea fi soluționată decît prin automatizarea procesului de înregistrare.

3. Figurile Lissajous, prelucrate după metodicele descrise în [1] și [3], fiind înregistrate pe peliculă fotografică, au fost mărite în raport de 1 : 10 prin proiecție pe hîrtie milimetrică. La trasarea conturului s-a urmărit convențional muchia din stînga a urmei, pornind de la forța minimă. In cazul apariției nodului provocat de creșterea armonicei a doua (*fig. 2*) s-a menținut muchia și atunci cînd, după inflexiune, își schimba poziția pe dreapta urmei.

Instalația de încercare și aparatele de măsurare descrise în lucrarea [3] au fost folosite în continuare și completate cu un stabilizator de tensiune.

Cu ajutorul datelor obținute din figurile examinate s-au determinat amplitudinile celor două componente magnetice A_{1y} și A_{2y} precum și unghiul

de fază φ_{xy} dintre vectorul de sarcină A_x și vectorul fundamentalei magnetice A_{1y} respectiv unghiul de fază φ_{12} între cele două componente magnetice A_{1y}; A_{2y} inclusiv raportul amplitudinilor A_{1y}/A_{2y}. În continuare au fost calculate rapoartele convenționale r_a și r_φ. Din reprezentarea acestor mărimi, în funcție de amplitudinea pulsațiilor de solicitare, au rezultat familii de



a *b*

c *d*

Fig. 3. Structura epruvetelor încercate:
a — recoaptă — 25/Z10; *b* — livrare — 25/110; *c* — călită în ulei 25/410; *d* — călită în apă 25/310. Mărire 1 : 500.

curbe care vor fi discutate grupate după parametrii urmăriți și nu în funcție de stare.

În completare trebuie menționat că amplitudinile A_{1y} și A_{2y} sînt reprezentate în mm așa cum rezultă din calcule, cu cotele măsurate pe toate oscilogramele mărite în același raport. Valorile citite din diagrame trebuie înmulțite cu scările respective pentru a obține $z\%$, variația procentuală a impe-

danței, mărimea magnetică studiată. Reprezentarea directă în mm s-a preferat fiindcă înlesnește compararea calitativă a curbelor diferitelor stări de cristalizare. Se remarcă că variația impedanței procentuale $z\%$ este studiată în lucrările [2], [4] la curbele de tip *c*.

3.1. Amplitudinea fundamentalei — A_{1y} — a mărimii magnetice prezintă o tendință crescătoare pentru solicitări din ce în ce mai mari (*fig. 4*). Făcînd abstracție de *figura 4 c* se poate afirma că în ansamblu amplitudinea fundamentalei este cu atît mai mare, cu cît rezistența la rupere σ_r respectiv microduritatea Hv_{200} sînt mai mari. Aceeași tendință se observă și în ceea ce privește creșterea neuniformității alurei diagramelor, care poate fi pusă în legătură cu anisotropia puternică a tensiunilor remanente — 25/110 — sau dispariția lor aproape completă — 25/210 — față de creșterea și isotropia lor în cazul călirii 25/310.

Din cauza tehnicei de execuție, gama de solicitări între 0—16 kgf/mmp nu a fost examinată. La majoritatea diagramelor aceste porțiuni pot fi extrapolate fiindcă aparțin domeniului de comportare preponderent elastic a oțelului.

In ansamblu, diagramele A_{1y} sînt compartimentate într-o porțiune liniar crescătoare, urmată de alta cu variații dese alternante în jurul unei valori mai încet crescînde, care se racordează la un maximum mai mult sau mai puțin pronunțat. Gîtuirea epruvetei înainte de rupere produce o creștere resp. o scădere, specifică probabil structurii oțelului.

3.2. In privința amplitudinii armonice a doua — A_{2y} — trebuie menționat că începe să ia valori diferite de zero abia peste 15—30 kgf/mm^2. Dacă se raportează aceste valori de apariție — 17,5 ; 30 ; 28,2 ; 18,3 kgf/mm^2 — la rezistențele de rupere respective se obțin, în ordinea de creștere a lui σ_r valorile 0,35 ; 0,28 ; 0,22 respectiv 0,12, care arată că pragul relativ de apariție a armonicei a doua ar putea caracteriza o schimbare în comportarea elastică a oțelului sau în mărimea tensiunilor remanente, bineînțeles invers proporțional cu acest șir de rapoarte.

Compartimentarea naturală se observă și la această grupă de diagrame unde prima porțiune o constituie cea pentru care $A_{2y}=0$. și care se termina cînd A_{1y} trece prin variații alternante. Urmează apoi două porțiuni cu înclinări diferite, legate între ele printr-o variație pronunțată avînd un maximum sau un minimum. Apropierea de rupere este avertizată de creșterea bruscă a amplitudinii.

3.3. Raportul amplitudinilor — A_{1y}/A_{2y} — se prezintă în cazul epruvetelor cu tensiuni remanente puternice sub forma unor curbe asimptotice la axa ordonatelor (*fig. 5. a—d*) iar la axa absciselor numai pentru stările călite (*fig. 5 c* și *d*). Coturile acestor curbe se află în jur de 40—50 kgf/mm^2 la epruvetele cu tensiuni remanente și la aproximativ 25 kgf/mm^2 în cazul epruvetelor recoapte.

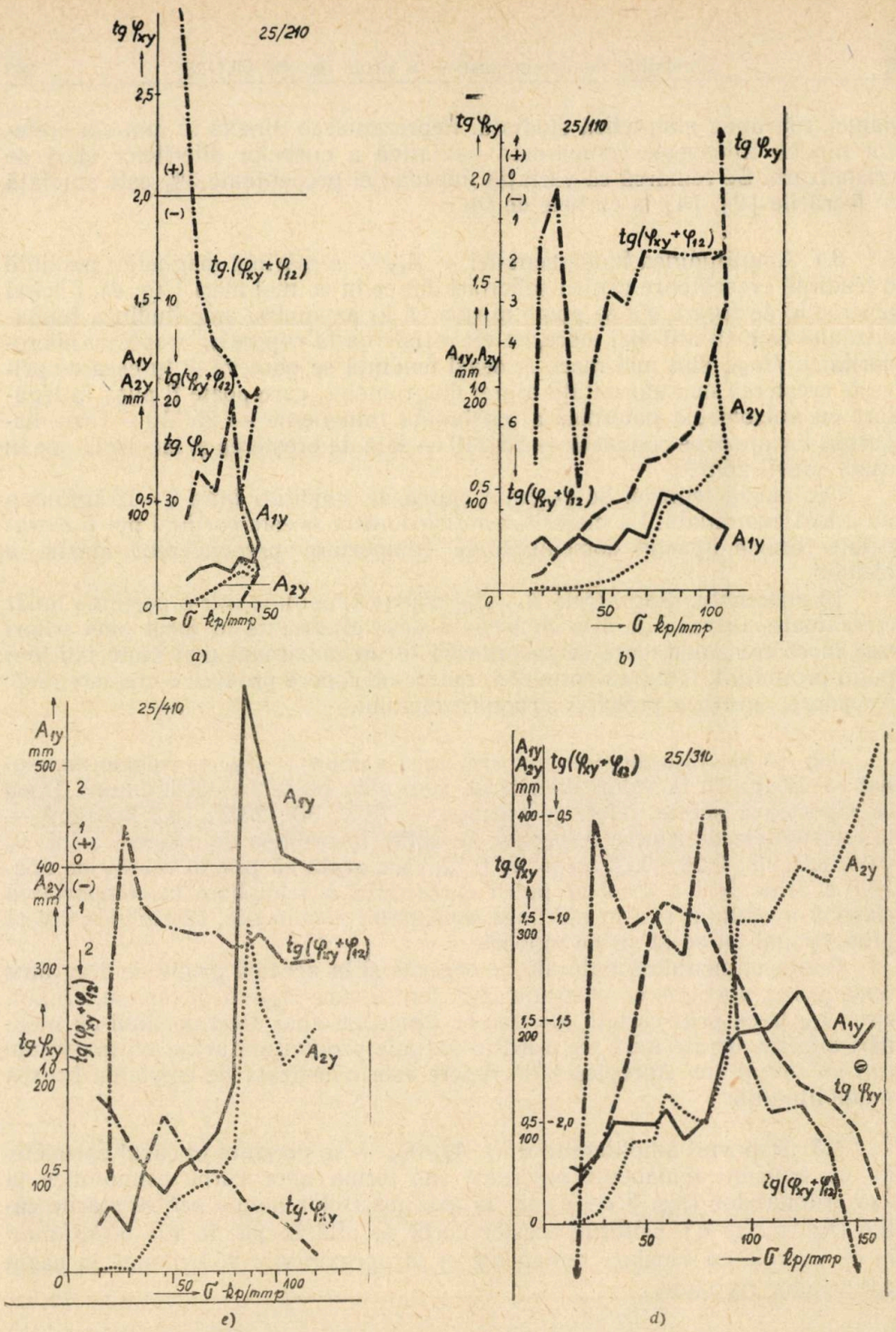


Fig. 4. Caracteristicile A_{1y}; A_{2y}; $\operatorname{tg}\varphi_{xy}$ și $\operatorname{tg}(\varphi_{xy}+\varphi_{12})$ în funcție de σ:
în *a* — stare recoaptă; *b* — livrare; *c* — călită în ulei; *d* — călită în apă.

Particularități demne de reținut ar fi că la starea recoaptă (*fig. 4 a*) ramura inferioară are forma unui cîrlig cu valori $A_{1y}/A_{2y} > 1$; că la stările de livrare și călire (*fig. 5 b* și *c*) ramura superioară prezintă un salt brusc după care alura curbei se restabilește și în fine raportul nu atinge valori subunitare pentru care $A_{2y} > A_{1y}$ decît la starea de livrare cu solicitări peste 87 kgf/mm² și la cea călită în apă peste 55 kgf/mm².

3.4. Faza fundamentalei mărimii magnetice față de forța de încărcare — φ_{xy} — prezintă forme caracteristice bine distincte pentru fiecare stare de cristalizare și repartiție de tensiuni remanente. Starea de livrare cu bainită și austenită subrăcită avînd o structură fină cu fibraj de trefilare, deci o anisotropie pronunțată a tensiunilor remanente, prezintă o decalare pozitivă a vectorului mărimii magnetice care crește aproape monoton pînă la declararea gîtuirii. Curbele celor două stări de călire — cu martensită respectiv troostită cu martensită — se disting numai prin faptul că ating valori maxime diferite : 58° respectiv 38°. Formele lor seamănă foarte bine iar maximele se află chiar în dreptul aceleași valori $\sigma \cong 50$ kgf/mm².

Detaliile privind modul prin care ia naștere decalarea înainte a vectorului magnetic față de vectorul solicitare — pornind de la zero — nu au putut fi studiate pentru motivul pretensionării impuse de tehnica de încercare. Abia după cunoșterea acestor amănunte se va putea decide dacă prima porțiune crescătoare a unghiului φ_{xy} caracterizează o comportare elastică sau reprezintă apariția respectiv cumularea unor deformații plastice.

3.5. Unghiul de decalare φ_{12} dintre armonica întîi și a doua a mărimii magnetice prezintă de asemenea forme tipice, mai ales dacă se admite că la starea 25/210 punctul corespunzător sarcinii minime nu este decît un vîrf asemănător cu cele existente la celelalte cazuri. Atît poziția vîrfurilor cît și gruparea punctelor, aparținînd solicitărilor minime, în jurul valorii $\varphi_{12}=90°$ dar mai ales tendința de apropiere de $\sigma=0$ la cazul 25/410, permite să se întrevadă o compartimentare naturală a fenomenelor elastico-plastice.

Perfecționarea tehnicii de încercare va oferi completarea informațiilor în domeniul solicitărilor pînă la 15—30 kgf/mm², permițînd o interpretare mai concretă a legăturii dintre variația mărimii magnetice și procesele de deformare.

4. Urmărirea modificărilor provocate de către variațiile amplitudinii solicitărilor asupra formei figurilor Lissajous s-a încercat și sub o formă globală și mai expeditivă prin admiterea convențională a două rapoarte denumite : factor de deformare r_a și factor, de poziție r_φ [3]. In paralel cu determinările descrise la punctul 3 au fost ridicate și curbele r_a resp. $r_\varphi = f(\sigma)$

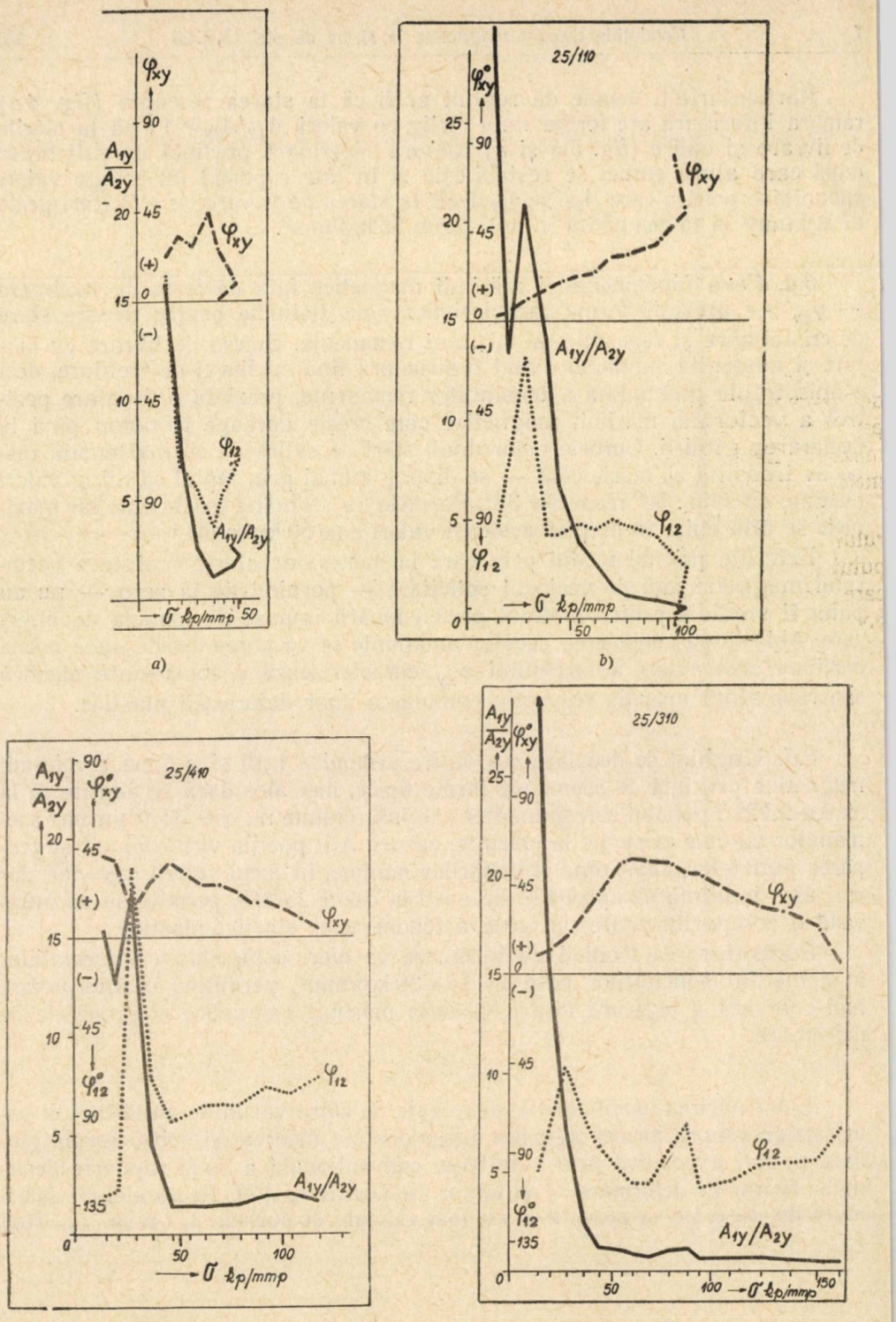


Fig. 5. Caracteristicile A_{1y}/A_{2y}; φ_{xy} și φ_{12} în funcție de σ:
în stare *a* — recoaptă (vezi fig. 4a); *b* — livrare; *c* — călită în ulei; *d* — călită în apă.

(*fig. 6*). La judecarea utilității pentru viitor a acestor curbe s-a ținut seamă de următoarele criterii :

— durata de prelucrare inclusiv ridicarea diagramelor să fie mai scurtă decît în cazul caracteristicelor redate la punctul 3,

— prin folosirea rapoartelor, anumiți factori perturbatori să fie eliminați — ca de exemplu instabilitatea rețelei de alimentare, variația gradului de amplificare etc. — ușurînd compararea curbelor și generalizarea concluziilor,

— o corespondență cît mai bună în privința compartimentărilor și punctelor caracteristice între cele două tipuri de diagrame, fără pretenții în privința formei.

4.1. Factorul de deformare r_a are ca scop evidențierea prezenței armonicii a doua care apare pentru valori superioare lui $+1$. Curbele ridicate pentru cele patru cazuri prezintă o serie de puncte caracteristice într-o corespondență satisfăcătoare cu cele de la punctul 3, față de care mai posedă și cîteva detalii suplimentare.

4.2. Factorul de poziție r_φ trebuie să fie sensibil la poziția vectorului mărimii magnetice față de vectorul forței care solicită materialul. Curbele obținute din prelucrarea înregistrărilor de figuri Lissajous sînt caracteristice numai stărilor din care fac parte.

Privite în ansamblu, curbele redate în *figura 6* prezintă o serie de trăsături comune și corespondente cu stările respective care au fost identificate la studiul oțelului OLC 60 [2].

5. Examinarea comportării magnetice a sîrmelor din oțel tras prin intermediul figurilor Lissajous permite scoaterea în evidență a unei serii de detalii nesesizabile cu alte metode cunoscute. Poziția diagramelor amplitudinilor față de axa absciselor și formele corespunzătoare armonicelor de gradul 1 și 2 prezintă o corespondență vizibilă cu duritatea, structura și tensiunile remanente din epruvete. Raportul amplitudinilor poate fi pus în legătură cu tratamentul termic premergător încercării, iar variația unghiurilor de fază între mărimea mecanică și cea magnetică respectiv între cele două componente ale mărimii magnetice prezintă o serie de puncte care ar putea fi considerate caracteristice pentru deformarea elastică și plastică a oțelului.

Existența unei compartimentări naturale a caracteristicii de rupere mecanomagnetice deschide noi posibilități pentru urmărirea fenomenelor legate de comportarea elastică a oțelurilor, inclusiv identificarea unor limite naturale. Nici după depășirea limitei elastice și pînă la gîtuire, măsurarea magnetică nu prezintă o desfășurare monotonă. Din contră, diagrama mai conține o serie de forme caracteristice care permit și în acest interval o subîmpărțire. Numai după accentuarea gîtuirii apare o tendință hotărîtă care însă și ea la unele stări este brusc crescătoare iar la altele descrescătoare.

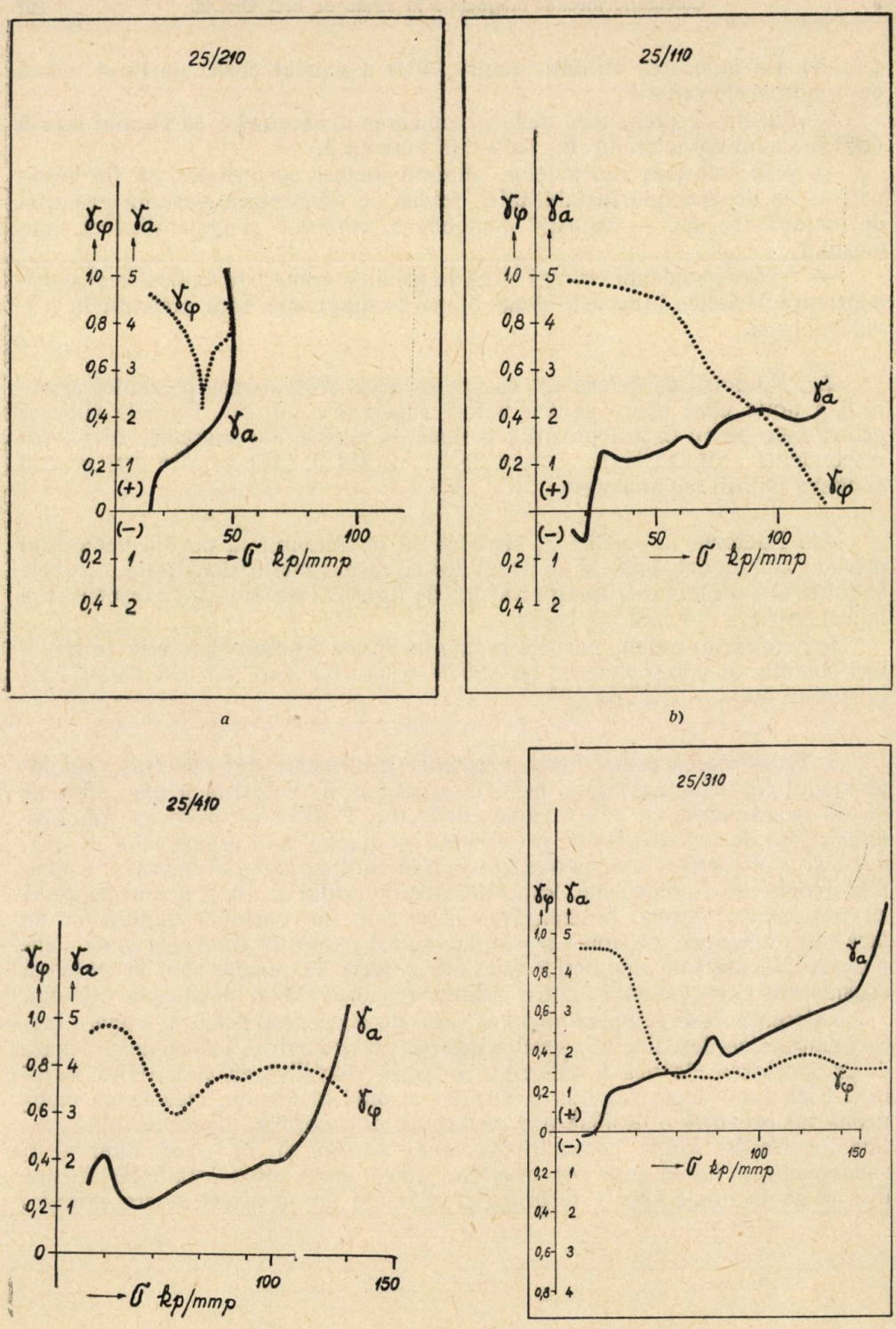


Fig. 6. Caracteristicile r_a și r_φ în funcție de σ:

în stare *a* — recoaptă; *b* — livrare; *c* — călită în ulei; *d* — călită în apă.

BIBLIOGRAFIE

1. T. Herlescu, (1968). Beitrag zur Vereinfachung der Untersuchung periodischer Vorgänge mittels Lissajous- Figuren. *Rev. Roum. des sciences techniques — Série de métallurgie, 1,* 151—159.
2. T. Herlescu, (1968). Comportarea magnetică a oțelului OLC 60 solicitat la tracțiune variabilă. *Studii și cercetări de metalurgie 1,* 145—157.
3. T. Herlescu, (1967). Die Verbesserung Aussagefähigkeit magnetischer Messungen an Stahl OLC 60 durch Zug-Schwellbelastung. *Rev. Roum, des sciences techniques — Série métallurgie 2,* 295—305.
4. T. Herlescu, (1967). Contribuție la îmbunătățirea metodicei de cercetare a corelațiilor mecano-magnetice la sîrme din oțel nealiat. *Memoriu intern CCT,* 10.

CERCETĂRI PRIVIND TĂIEREA CU PLASMĂ A TABLELOR DE ALUMINIU

Tr. SĂLĂGEAN, A. VAȘ, D. POPOVICI

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

În lucrare se prezintă cercetările făcute la tăierea cu plasmă a tablelor de aluminiu cu grosimi de 5 pînă la 30 mm, elaborate în țară. S-a folosit instalația de tăiere cu plasmă CCT-7 concepută și realizată la Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei RSR. Se scot în evidență două fenomene noi: reducerea oxidului de aluminiu de pe fețele tăieturii datorită disocierii oxidului la temperaturi înalte și influența gazelor plasmagene asupra calității tăieturii.

1. Evoluția cercetărilor științifice și a aplicațiilor aferente din domeniul tehnic este determinată, pe lîngă alți factori, și de sursele termice pe care omul le-a avut la dispoziția sa. Calitatea unei surse termice destinată unor prelucrări ca: sudare, tăiere, acoperire, este determinată de temperatura maximă ϑ_M dată de sursă și de repartiția spațială a fluxului termic. Admițînd o repartiție a fluxului termic de tipul:

$$\Phi = \Phi_M \cdot e^{-k \cdot r^2} \qquad (1)$$

unde Φ_M este fluxul maxim și r distanța de la punctul considerat la axa sursei, k ilustrează gradul de concentrare a căldurii debitate de respectiva sursă. Cu cît k va avea valori mai mari, cu atît fluxul va fi concentrat într-un volum mai redus și sursa se va preta mai bine la prelucrări. În consecință, calitatea unei surse termice pentru sudare, tăiere și acoperire este determinată de ϑ_M și de k. Mult timp, sursele termice pentru prelucrări de genul celor amintite au fost flacăra oxiacetilenică și arcul electric. După [1], flacăra oxiacetilenică are $\vartheta_M = 3\,100$ °C și k variabil între 0,17 și 0,40 cm^{-2}, după tipul suflaiului; la arcul electric ϑ_M este în jur de 6 000 °C și k variază de la 1 cm^{-2} la arcul electric cu electrod de cărbune, la 6 cm^{-2} la arcul electric acoperit de flux.

In ultimii ani au apărut surse termice cu calitate și mai bună și anume: plasma, jetul de electroni și laserul. Plasma termică are ϑ_M variabil între 5 000 și 50 000 °K, iar k este de ordinul zecilor de cm^{-2} [2]. Concentrația mare a plasmei și temperatura ridicată face posibilă tăierea prin topire a aliajelor metalice, greu de realizat cu flacăra oxiacetilenică sau cu arcul electric. Flacăra oxiacetilenică și arcul electric, avînd grad de concentrare mai mic, topesc mult material, deci iasă o tăietură lată și încălzesc metalul din jurul tăieturii, adică zona influențată termic este extinsă. Excepție face tăierea cu oxigen la care însă metalul arde. Acest procedeu se poate aplica la acele metale la care temperatura de aprindere este mai mică decît temperatura de topire.

Așadar plasma poate constitui o sursă termică aptă pentru tăierea prin topire a metalelor și aliajelor metalice. Performanțele generale atinse actual la tăierea cu plasmă a tablelor metalice cu grosimi variabile între 5 și 250 mm fiind: viteza de tăiere 300 la 5 m/oră și lățimea tăieturii de la 3 la 9 mm. Puterile generatoarelor de plasmă folosite la tăiere variază între 4 și 200 kw.

2. Pentru tăierea metalelor și aliajelor metalice cu plasmă se pot folosi trei variante (*fig. 1*): varianta plasma-jet, care va fi notată în continuare cu *pj*; varianta plasma-arc, care va fi notată cu *pa*; varianta cu arc suprapus,

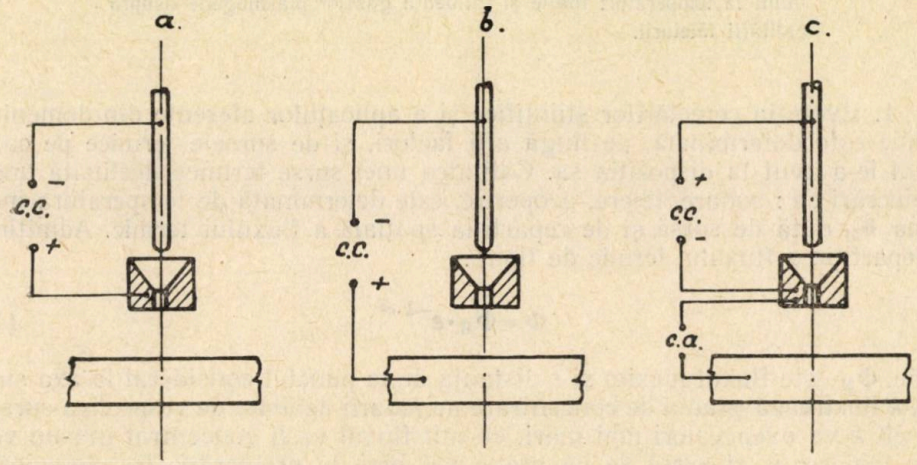


Fig. 1. Variante folosite la tăierea cu plasmă:
a) plasma jet; *b)* plasmă-arc; *c)* plasmă cu arc suprapus.

care va fi notată cu *ps*. Fiecare din aceste variante are o serie de avantaje și dezavantaje.

— Varianta *pj*, se poate aplica și la materiale rău conducătoare de electricitate. La tăierea cu plasmă-jet generatorul poate fi în contact cu piesa de

prelucrat, chiar dacă aceasta este metalică. Astfel se reduc pierderile de căldură prin radiația coloanei arcului către mediul ambiant. Pe de altă parte, pata anodică este pe diuza generatorului, ceea ce înseamnă solicitarea termică a acesteia și pierderea căldurii din regiunea anodică în apa de răcire a diuzei.

— Varianta *pa*, se poate aplica numai la metale și aliaje metalice. Generatorul trebuie ținut la o anumită distanță de piesă, pentru a nu se forma arc secundar între ea și diuză, ceea ce duce la distrugerea diuzei. Coloana arcului este deci, în parte, în contact cu mediul ambiant și radiază căldură către acesta. In schimb, diuza este mai puțin solicitată termic, iar căldura din regiunea anodică se folosește la tăiere.

— Varianta *ps*, seamănă cu plasma-jetul, aducînd în plasmă o energie suplimentară dată de sursa de curent alternativ [3]. Varianta este asemănătoare cu plasma-jetul, avînd însă în plasmă o energie mai mare.

In stadiul actual al cercetărilor, nu există încă o concluzie clară în ceea ce privește modul cum se folosește căldura generală, comparativ, pe cele trei variante. Lucrări în acest sens s-au inițiat [4], [5] și se prevede o rezolvare în scurt timp a problemei. Deocamdată, pe plan mondial, la grosimi de peste 8 . . . 10 mm, majoritatea cercetătorilor lucrează cu varianta plasma-arc, variantă folosită și de noi în studiile făcute.

Referindu-ne în continuare la varianta *pa*, o importanță mare o are poziția cea mai probabilă a petei anodice în cursul operației de tăiere. Cercetările au arătat [6] că odată cu creșterea vitezei de tăiere, pata anodică ocupă poziții mai apropiate de fața superioară a tablei de tăiat. Urmarea acestui fenomen este că lățimea tăieturii sus b_s crește și lățimea tăieturii jos b_j scade. Tăietura primește o formă de V tot mai deschis și la o anumită viteză de tăiere, $bj=o$, adică tabla nu se mai taie. Această viteză de tăiere reprezintă viteza maximă și se va nota cu v_M.

Pata anodică nu ocupă o poziție fixă pe piese ci oscilează în jurul poziției celei mai probabile, cu o frecvență de cîțiva zeci de Hz. Oscilația respectivă se traduce pe fața tăieturii sub formă de asperități, care se iau în considerare la aprecierea calității tăieturii [7].

3. Stabilirea regimului de tăiere a unor table metalice cu caracteristicile date, folosind un generator de plasmă anumit, înseamnă determinarea următoarelor mărimi :

U_a — tensiunea arcului de plasmă,
I_p — curentul plasmei,
V — viteza de tăiere,
— gazul sau amestecul de gaze folosit,
D — debitul de gaz, respectiv debitele de gaze care formează amestecul, pentru realizarea unei tăieturi optime.

În ceea ce privește tăietura optimă, nu se poate da o definiție unică. De la caz la caz tăietura optimă poate fi :

— tăietura la care fețele sînt paralele, adică

$$b_s = b_j ,$$

— tăietura la care asperitățile au valori minime,

— tăietura la care zona influențată termic nu depășește o anumită extindere,

— tăietura la care în zona influențată anumite cantități de gaze, oxizi sau incluziuni se diluează sub limitele impuse.

Din acest motiv nu se poate defini un regim optim de tăiere și se definesc domenii ale regimurilor optime de tăiere. De multe ori se caută regimul la care viteza de tăiere este maximă, adică se determină V_M și calitatea tăieturii : asperități, b_s, b_j, zonă influențată termic, la acest regim limită. În cercetările făcute, ne-am orientat spre acest mod de a lucra.

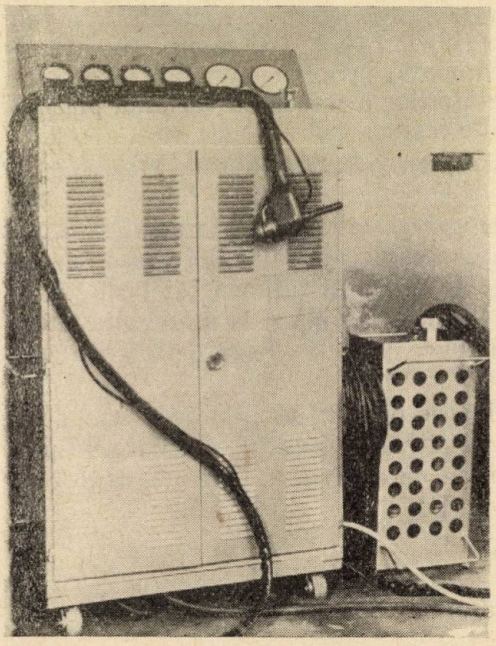


Fig. 2. Instalația de tăiere cu plasmă *CCT-7*.

Regimul de tăiere depinde în mare măsură de construcția generatorului de plasmă. Azi caracteristicile constructive ale generatoarelor de plasmă nu sînt cunoscute din cauză că aproape toate generatoarele formează obiectul unor invenții și deci aceste detalii nu sînt publicate. În ceea ce ne privește, noi am făcut cercetările cu instalație de plasmă concepută și elaborată la Secția de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R. S. România [8], arătată în *figurile 2* și *3*.

Asupra regimului de tăiere influențează de asemenea gazul sau amestecul de gaze plasmagene cu care se lucrează. În primele faze de aplicație a plasmei, la tăiere s-au folosit ca gaze plasmagene gazele inerte : argonul și heliul, care asigură o protecție a metalului încălzit în cursul tăierii și, prin tensiunile de ionizare relativ mari, produc o plasmă cu temperaturi înalte [9]. Transportul de căldură de la plasmă la piese se realizează în baza reacției de ionizare a gazului în generator, reacție cu absorbție de căldură, și a reacției de recombinare în vecinătatea pieselor de tăiat, cu cedarea căldurii absor-

bite la ionizare. Reacția de ionizare — recombinare, în cazul argonului, are forma :

$$A \rightleftarrows A^+ + e^-. \tag{2}$$

La gaze biatomice ca azotul, hidrogenul, oxigenul tensiunile de ionizare sînt mai mici, deci și plasma va avea temperaturi mai scăzute. În schimb la ele au loc două reacții : reacția de disociere și reacția de ionizare, ambele

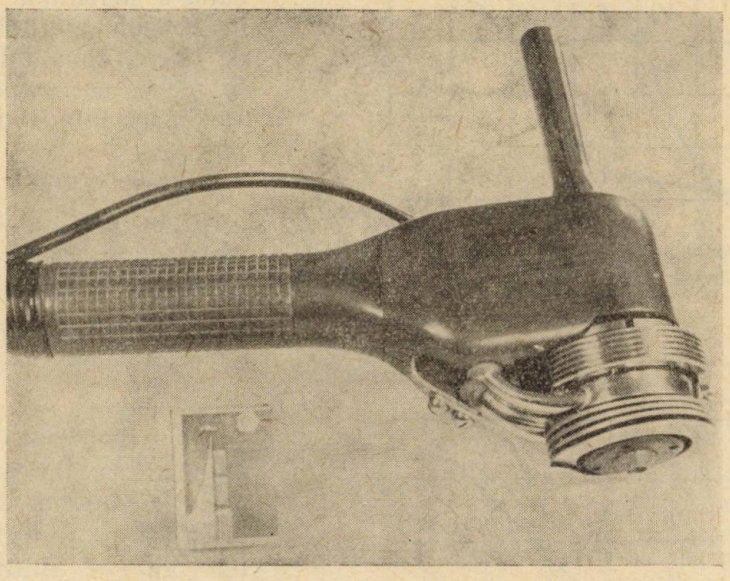


Fig. 3. Generatorul de plasmă al instalației de tăiere CCT-7.

cu absorbție, respectiv cedare de căldură. În consecință, transportul de căldură de la plasmă la piese este mai intens. În cazul azotului, aceste reacții au forma :

$$\begin{aligned} N_2 &\rightleftarrows 2N \\ 2N &\rightleftarrows N^+ + 2e^-. \end{aligned} \tag{3}$$

Ca urmare, densitatea de energie cedată pieselor la o anumită temperatură a plasmei va fi și mai mare la gazele biatomice, decît la cele monoatomice. Spre ilustrare, în *figura 4,* se arată densitatea de energie E_s în funcție de temperatura plasmei T, în cazul plasmei de argon și în cazul plasmei de azot [3]. În același timp însă, formarea plasmei la gazele biatomice necesită o putere mai mare decît la gazele monoatomice pentru același debit de gaz, fiindcă trebuie efectuate două reacții (relația 3) în loc de

una (relația 2). În consecință, lucrînd cu același curent, plasma de gaze biatomice necesită o tensiune mai mare decît plasma de gaze monoatomice. În *figura 5*, se prezintă puterea necesară raportată la debitul de gaz P_D, în funcție de temperatura plasmei T, în cazul plasmei de argon și în cazul plasmei de azot [3].

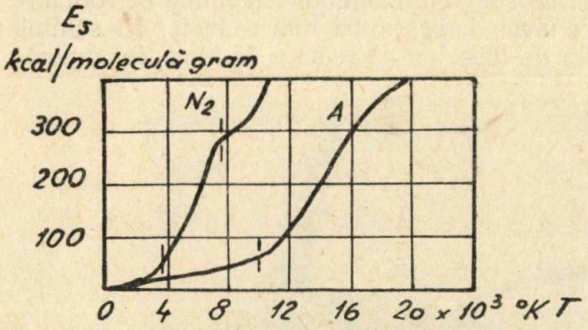


Fig. 4. Densitatea de energie E, în funcție de temperatura plasmei T, în cazul plasmei de argon A și de azot N_2.

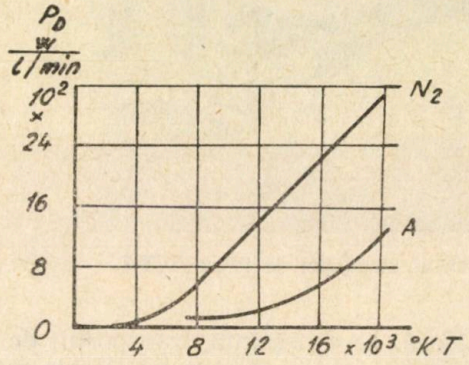


Fig. 5. Puterea necesară raportată la debitul de gaz P în funcție de temperatura plasmei T, în cazul plasmei de argon A și de azot N_2.

Gazele biatomice nu asigură o protecție așa de bună a metalului încălzit, în schimb mărind viteza de tăiere, zona influențată se reduce ca extindere și deci importanța ei în ansamblu scade.

Acestea sînt motivele care au dus la folosirea amestecurilor de gaze monoatomice și biatomice, respectiv numai a gazelor biatomice la tăierea cu plasmă.

4. Încheiem această parte prezentînd metoda de calcul a vitezelor de tăiere v, bazată pe analiza modului cum este utilizată căldura în plasmă [4], [10]. În plasmă, se dezvoltă în unitatea de timp căldura:

$$Q = 0{,}24 \cdot U_a \cdot I_p \tag{4}$$

din care, numai o parte Q_1 intră în piesele care se taie:

$$Q_1 = \eta_1 \cdot Q = 0{,}24 \cdot \eta_1 \cdot U_a \cdot I_p. \tag{5}$$

Pentru tăiere este utilă căldura Qu cu ajutorul căreia se topește metalul în lungul tăieturii. Dacă b este lățimea medie a tăieturii, δ grosimea tablelor, c căldura specifică, γ masa specifică și ϑ_t temperatura de topire, atunci:

$$Q_u = b \cdot \delta \cdot v \cdot c \cdot \gamma \cdot \vartheta_t . \tag{6}$$

Căldura utilă Q_u este o parte a căldurii Q_1 și deci :

$$Q_u = \eta_u \cdot Q_1 = 0{,}24 \cdot \eta_1 \cdot \eta_u \cdot U_a \cdot I_p . \qquad (7)$$

Din egalarea relațiilor *6* și *7*, rezultă viteza de tăiere :

$$v = \frac{0{,}34 \cdot \eta_1 \cdot \eta_u \cdot U_a \cdot I_p}{b \cdot \delta \cdot c \cdot \gamma \cdot \vartheta_t} . \qquad (8)$$

Se arată [10] că rezultatele calculelor sînt apropiate de datele experimentale dacă $\eta_1 = 0{,}8$, iar constantele termofizice se aleg conform datelor din *tabela 1.*

Tabela 1

Constantele termofizice ale diferitelor metale și aliaje

Metalul sau aliajul	a cm²/s	$c \cdot \gamma \cdot \vartheta_t$ cal/cm³
Cupru	0,95	1 440
Aluminiu	0,80	690
Aliaje de Al	0,4—0,6	690
Oțel inoxidabil	0,53	1 910

În ceea ce privește pe η_u, el se calculează cu ajutorul teoriei cîmpului termic generat de o sursă de căldură care se deplasează cu viteză mare pe o placă [1], [9] în funcție de variabila :

$$\varepsilon = \frac{0{,}24 \cdot \eta_1 \cdot U_a \cdot I_p}{\delta \cdot a \cdot c \cdot \gamma \cdot \vartheta_t} . \qquad (9)$$

În *figura 6* se dă graficul funcției :

$$\eta_u = f(\varepsilon) \qquad (10)$$

determinat prin metoda arătată.

Această cale pentru a determina pe v are importanță informativă. Ea ne dă valori de orientare ale lui v de la care se poate porni la stabilirea experimentală a regimurilor optime. Situația este determinată de faptul că la calculul lui v nu se ține seama de gazul sau gazele plasmagene folosite și de tipul generatorului cu care se fac tăieturile.

5. În literatura tehnică din domeniul tăierii cu plasmă a aluminiului se prezintă numeroase date asupra regimului de tăiere, indicîndu-se drept concluzie relația între viteza de tăiere v și grosimea tablelor tăiate δ, adică funcția $v = f(\delta)$. În *figura 7* am sintetizat relația $v = f(\delta)$ a diferiților cerce-

tători [3], [10], [11], [12], [13], [15], [16], [17], arătînd puterea generatorului, gazul sau gazele plasmagene și varienta utilizată : plasma — jet *pj*, plasma-arc *pa* și arc suprapus *ps*. În aceiași figură s-a trasat și curba $v=f(\delta)$ așa cum rezultă din calculul teoretic arătat la punctul *4*. Se poate observa că performanțele atinse de diferiți cercetători acoperă un domeniu mare și că relația teoretică se plasează destul de bine în ansamblul datelor experimentale. Diferențele dintre performanțele date sînt mari mai ales la grosimile pînă la 50 mm. În *tabela 2* sînt arătate aceste diferențe în funcție de grosimea tablelor.

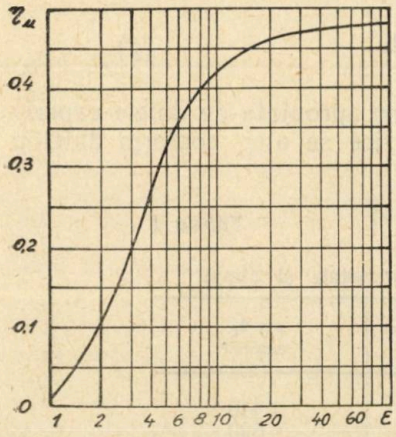


Fig. 6. Graficul funcției $\eta_u=(\varepsilon)$.

Deosebirile semnalate au două cauze principale :

— Tipul generatorului folosit din punct de vedere constructiv influențează viteza de tăiere. Din acest punct de vedere, cercetătorii dau extrem de puține date fiindcă, în mai toate cazurile, generatoarele de plasmă formează obiectul unor brevete. Acest lucru ne lipsește și de alte cunoștințe utile în judecarea performanțelor proceselor de tăiere cu plasmă și anume : caracteristicile diuzei generatorului și durata ei de funcționare.

— Modul cum s-a definit viteza de tăiere v la determinarea curbei $v=f(\delta)$, nu este explicit arătat în lucrările citate. Desigur, dacă s-a urmărit

Tabela 2

Cele mai mari și cele mai mici viteze de tăiere a tablelor de aluminiu cu plasmă

δ mm	Cea mai mare viteză : V_1 m/oră	Cea mai mică viteză : V_2 m/oră	V_1-V_2 m/oră
10	148	45	104
20	60	30	30
30	48	3	45
40	56	12	44
50	47	7	40
60	38	9	29
70	29	8	21
80	21	7	14
90	15	6	9
100	11	8	3

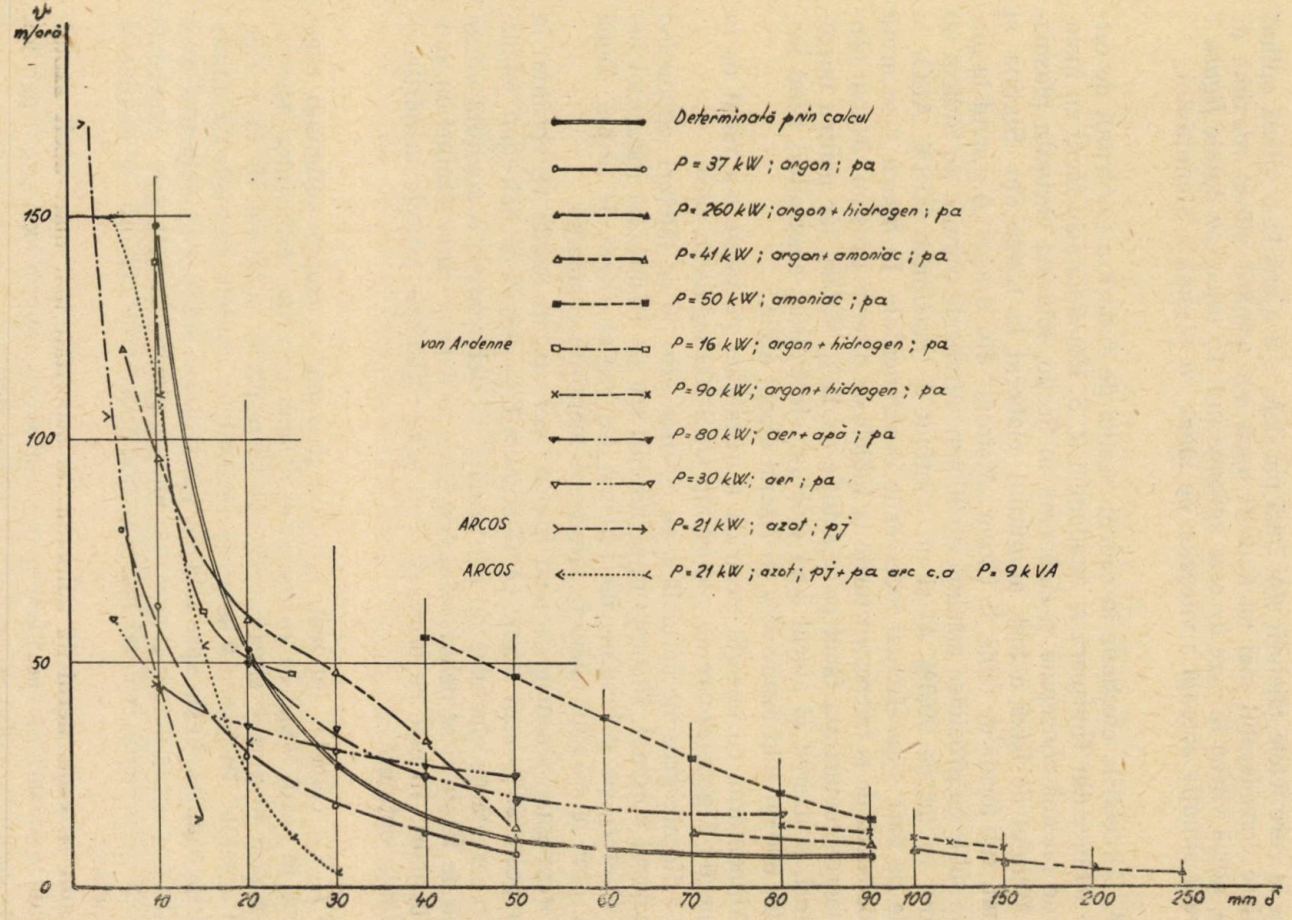


Fig. 7. Viteza de tăiere v, în funcție de grosimea tablelor de aluminiu δ, determinată experimental de diferiți cercetători.

viteza la care fețele tăieturii sînt încă paralele, s-a ajuns la o viteză optimă de tăiere considerabil mai mică decît dacă s-a urmărit viteza maximă de tăiere, adică viteza la care b_j este aproape nul. În orice caz datele *figurii 7* ne arată situația actuală a vitezelor de tăiere cu plasmă a aluminiului.

6. Cercetările efectuate în cadrul Secției de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R. S. România s-au făcut cu instalația de plasmă concepută și elaborată în Secție, folosind varianta plasma-arc. Metalul de bază a fost aluminiul elaborat la Uzina din Slatina și laminat, sub formă de table, la Uzina „Metrom" din Brașov. Am avut la dispoziție table cu grosimea maximă de 30 mm. Analizele chimice au indicat un conținut în jur de 99,5% Al și un conținut de maximum 0,13% Al_2O_3 la tablele pe care s-au efectuat încercările experimentale. În *figura 8* se arată macrostructurile și microstructurile la tablele de diferite grosimi. Atacul pentru macrostructuri s-a făcut cu o soluție de 12% NaOH, iar pentru microstructuri, polizarea și atacul s-au efectuat electrolitic, electrolitul fiind format din 300 ml acid azotic 65% și 700 ml alcool etilic.

Alimentarea cu energie electrică a instalației de tăiere s-a făcut de la 2 respectiv 3 generatoare de sudură tip GES-500 legate în serie.

La fiecare grosime de tablă s-au efectuat cîte 30 de tăieturi, conducînd generatorul automat. Distanța între tăieturi era de 70 mm. La începutul fiecărei tăieturi, pe o lungime de 100 mm s-a reglat viteza de tăiere. După aceea, pînă la sfîrșitul tăieturii, viteza s-a menținut constantă.

Drept gaze plasmagene s-au folosit: aer, argon tehnic cu conținut în argon peste 99% azot tehnic cu maximum 8% oxigen și hidrogen tehnic.

În cercetările efectuate nu am urmărit să determinăm o anumită viteză optimă de tăiere ci să determinăm condițiile în care se obțin tăieturi cu anumite însușiri. În cele ce urmează vom arăta diferitele aspecte urmărite, și rezultatele obținute.

6.1. S-a cercetat influența gazului plasmagen asupra adîncimii asperităților în cazul tablei de 15 mm și de 20 mm grosime. Adîncimea acestora s-a măsurat în puncte situate la 5, 10, 15 respectiv și 20 mm de fața superioară a tablei. În *figura 9* se arată rezultatele obținute. Se vede că adîncimea asperităților crește spre fața de jos a tablei. Adîncimile cele mai mari se obțin la plasma de aer și cele mai mici la plasma de hidrogen. Acest fapt arată că hidrogenul este cel mai bun transportor de căldură de la plasmă la piese.

Cum se vede, aerul dă adîncimi de asperități mai mari decît azotul. Se poate considera că acest fenomen se datorește acțiunii oxidante a aerului, acțiune care este puțin pronunțată la azotul tehnic.

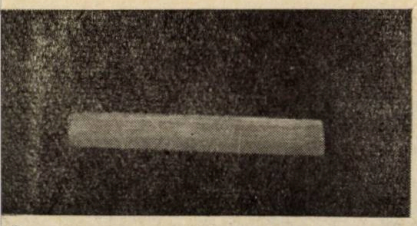


Fig. 8.1 a

Fig. 8.1 b

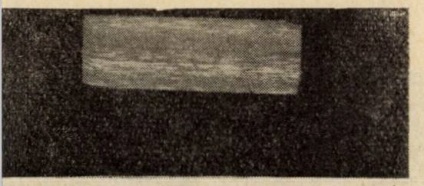


Fig. 8.2 a

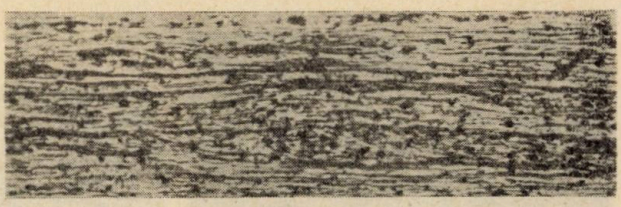


Fig. 8.2 b

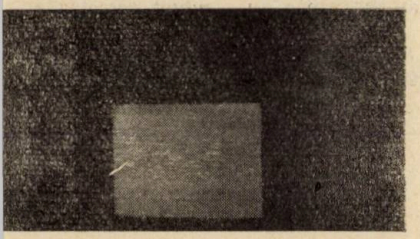


Fig. 8.3 a

Fig. 8.3 b

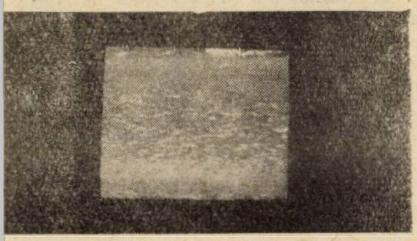


Fig. 8.4 a

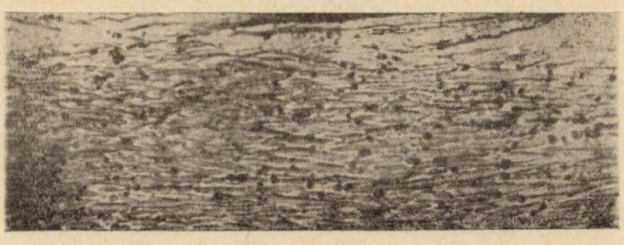


Fig. 8.4 b

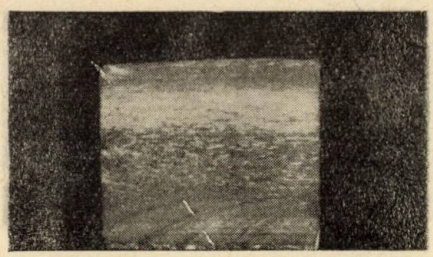


Fig. 8.5 a

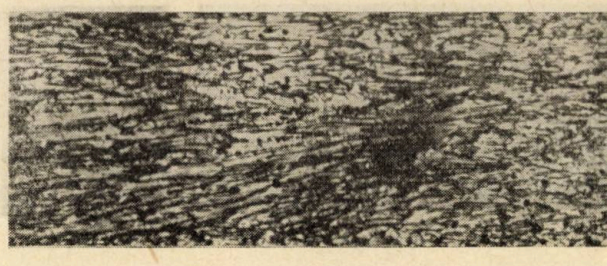


Fig. 8.5 b

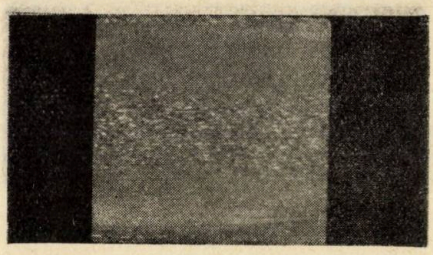


Fig. 8.6 a

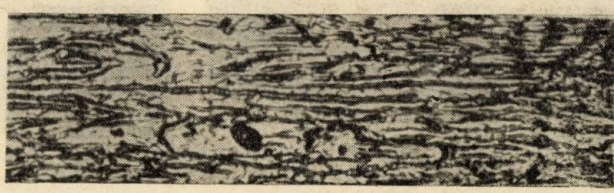


Fig. 8.6 b

Fig. 8. Macro- și microstructurile tablelor de aluminiu pe care s-au efectuat cercetările experimentale.

Fig. 8.1. a. δ=5 mm ; *8.1. b*=x 100 ; *8.2. a.* δ=10 mm, *8.2. b*=x 200 ; *8.2. a.* δ=15 mm, *8.3. b*=x 200 ; *8.4. a* δ=20 mm, *8.4. b.*=x 200 ; *8.5. b.*=x 200 ; *8.6. a* δ=30 mm, *8.6. b.*=x 200.

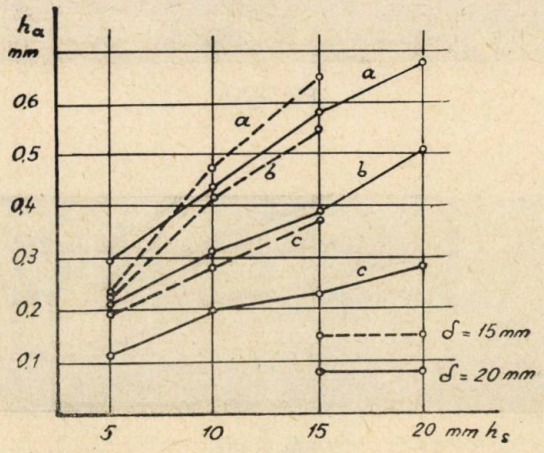


Fig. 9. Adîncimea asperităților h , la table de 15 și 20 mm grosime, la tăierea cu plasmă de aer (*a*), de azot (*b*) și de hidrogen (*c*), în funcție de distanța h de la fața superioară a tablelor.

6.2. Dintre tăieturile efectuate pe table cu $\delta = 15$ mm s-au ales 6 mai semnificative, a căror regimuri sînt arătate în *tabela 3*. Aspectele tăieturilor sînt arătate în *figura 10*. Microstructurile luate perpendicular pe fața tăieturii în regiunile de sus, mediu și de jos, în cazul regimurilor 2—15 și 5—15 sînt arătate în *figura 11*.

Tabela 3

Regimuri semnificative la tăierea tablelor cu $\delta = 15$ mm

Regimul	Debitul gazelor în l/oră		Regimul					Lățimea tăieturi mm		Adîncimea rugozităților mm	
	exterior	interior	v m/oră	I_p A	U_a V	P kW	P/v kJ/m	sus	jos	miu.	max.
1—15	N_2 2 300	N_2 3 600	64	170	115	19,55	$1{,}10 \cdot 10^3$	6,33	3,00	0,32	0,63
2—15	N_2 2 500	N_2 3 600	93	170	120	20,40	$0{,}78 \cdot 10^3$	9,75	2,66	0,18	0,52
3—15	aer 3 000	N_2 3 600	60	240	90	21,60	$1{,}30 \cdot 10^3$	8,66	3,66	0,25	0,65
4—15	aer 2 900	N_2 3 600	93	230	95	21,80	$0{,}85 \cdot 10^3$	9,50	3,75	0,25	0,67
5—15	H_2 2 200	N_2 3 600	93	220	110	24,20	$0{,}94 \cdot 10^3$	10,00	4,00	0,18	0,36
6—15	H_2 2 200	N_2 3 800	85	220	110	24,20	$1{,}02 \cdot 10^3$	9,66	3,75	0,22	0,38

Fig. 10. *a*

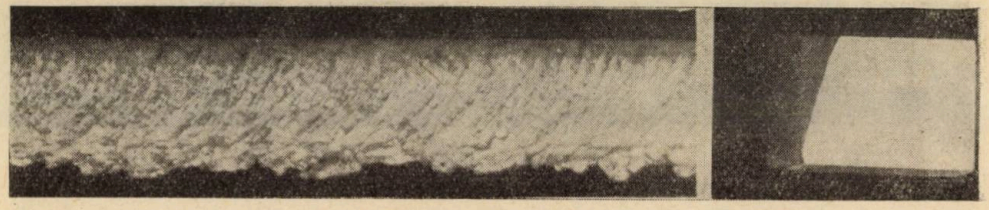


Fig. 10. *b*

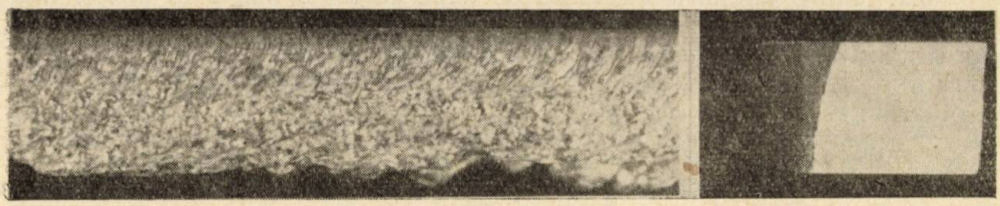


Fig. 10. *c*

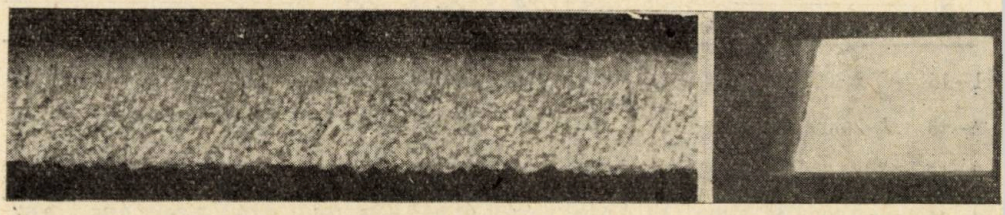


Fig. 10. *d*

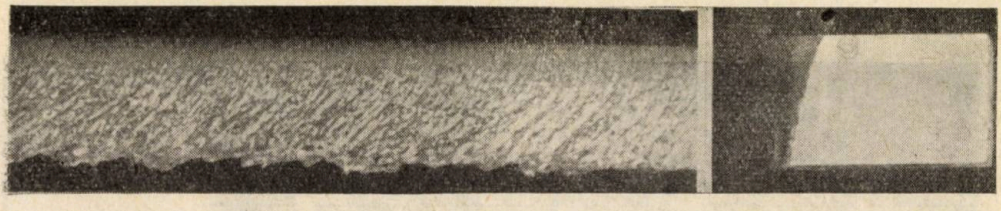


Fig. 10. *e*

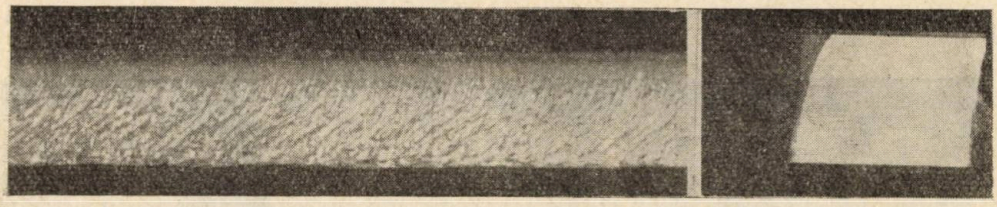


Fig. 10. *f*

Fig. 10. Aspectele unor tăieturi la table de 15 mm grosime.

Fig. 10. a.=regim 1—15 ; *10. b.*=regim 2—15 ; *10. c.*=regim 3—15 ; *10. d.*=regim 4—15 ; *10. e.*=regim 5—15 ; *10. f.*=regim 6—15.

Fig. 11. *a*

Fig. 11. *b*

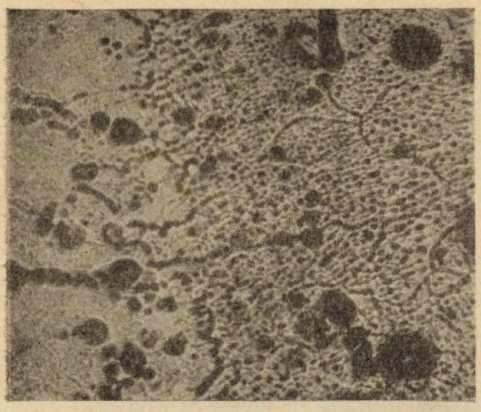


Fig. 11. *c*

Fig. 11. *d*

Fig. 11. *f*

Fig. 11. *e*

Fig. 11. Microstructurile în secțiuni perpendiculare pe fața tăieturilor, la table de 15 mm grosime.

Fig. 11. a, b, c.=regim 2—15 (a — sus, b — mediu, c — jos)×100.
Fig. 11. d, e, f.=regim 5—15 (d — sus, e — mediu, f — jos)×100.

Dintre tăieturile efectuate pe table cu $\delta = 20$ mm s-au ales 9 mai semnificative, a căror regimuri de tăiere sînt arătate în *tabela 4*. Aspectele unora dintre aceste tăieturi sînt arătate în *figura 12*. Microstructurile luate perpendicular pe fața tăieturilor luate din diferite regiuni în cazul regimurilor 1—20 : 5—20 și 7—20 sînt arătate în *figura 13*.

Tabela 4

Regimuri semnificative la tăierea tablelor cu $\delta = 20$ mm

Regimul	Debitul gazelor în L/oră		Regimul					Lățimea tăieturii mm		Adîncimea rugozităților mm	
	exterior	iuter.or	v m/oră	I_p A	U_a V	P kW	P/v kj/m	sus	jos	min	max.
1—20	N_2 3 500	N_2 4 100	68	180	120	21,6	$1,15 \cdot 10^3$	10,75	4,00	0,22	0,51
2—20	N_2 3 500	N_2 4 100	80	180	120	21,6	$0,97 \cdot 10^3$	11,50	4,25	0,25	0,55
3—20	N_2 3 500	N_2 4 100	93	180	130	23,4	$0,90 \cdot 10^3$	12,00	5,00	0,21	0,49
4—20	aer 2 900	N_2 4 100	30	190	120	22,8	$2,74 \cdot 10^3$	11,00	4,00	0,32	0,64
5—20	aer 2 900	N^2 4 100	64	200	110	22,0	$1,24 \cdot 10^3$	11,25	4,75	0,27	0,67
6—20	aer 2 900	N_2 4 100	93	240	90	21,6	$0,83 \cdot 10^3$	11,75	4,25	0,31	0,65
7—20	H_2 2 700	N^2 4 100	47	210	120	25,2	$1,93 \cdot 10^3$	12,25	5,00	0,10	0,20
8—20	H_2 2 800	N_2 4 100	70	220	115	25,2	$1,30 \cdot 10^3$	11,25	5,00	0,10	0,30
9—20	H_2 2 800	N_2 4 100	93	230	95	21,8	$0,81 \cdot 10^3$	11,00	4,50	0,15	0,32

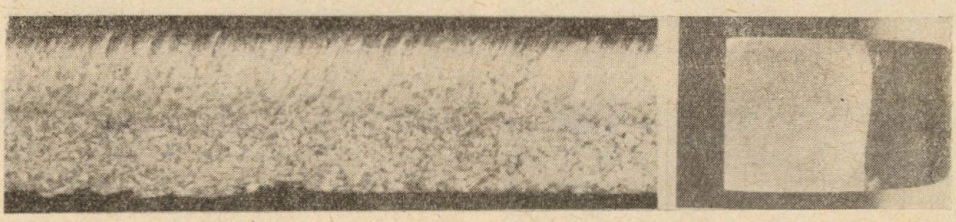


Fig. 12. *a*

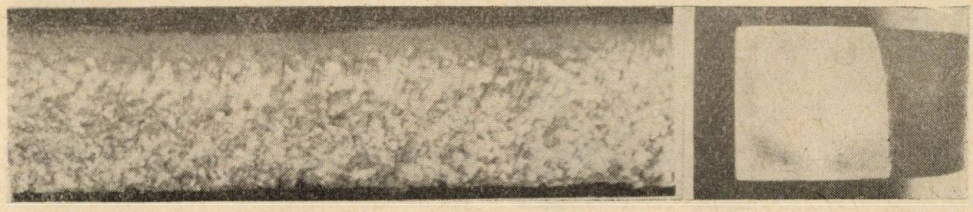


Fig. 12. *b*

Fig. 12. *c*

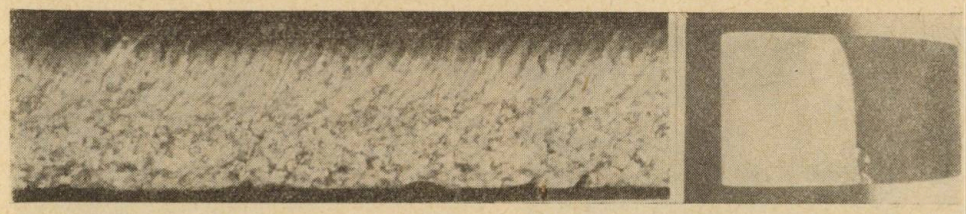


Fig. 12. *d*

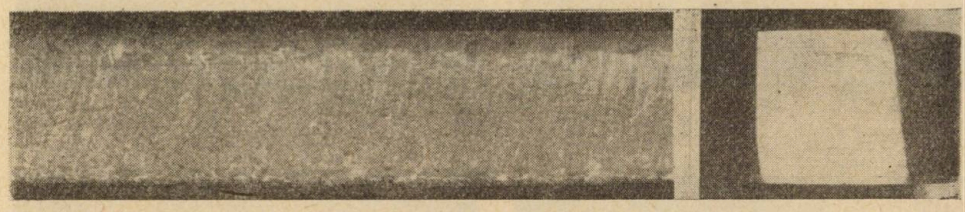


Fig. 12. *e*

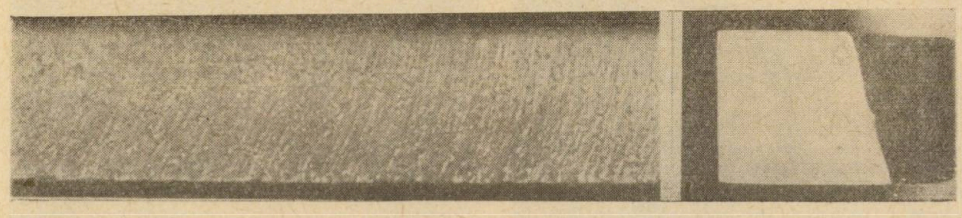


Fig. 12. *f*

Fig. 12. Aspectele unor tăieturi la table de 20 mm grosime.
Fig. 12. a.=regim 1—20 ; *12. b.*=regim 2—20 ; *12. c.*=regim 4—20 ; *12. d.*=regim 5—20 ; *12. c.*=regim 7—20 ; *12.* f.=regim 8—20.

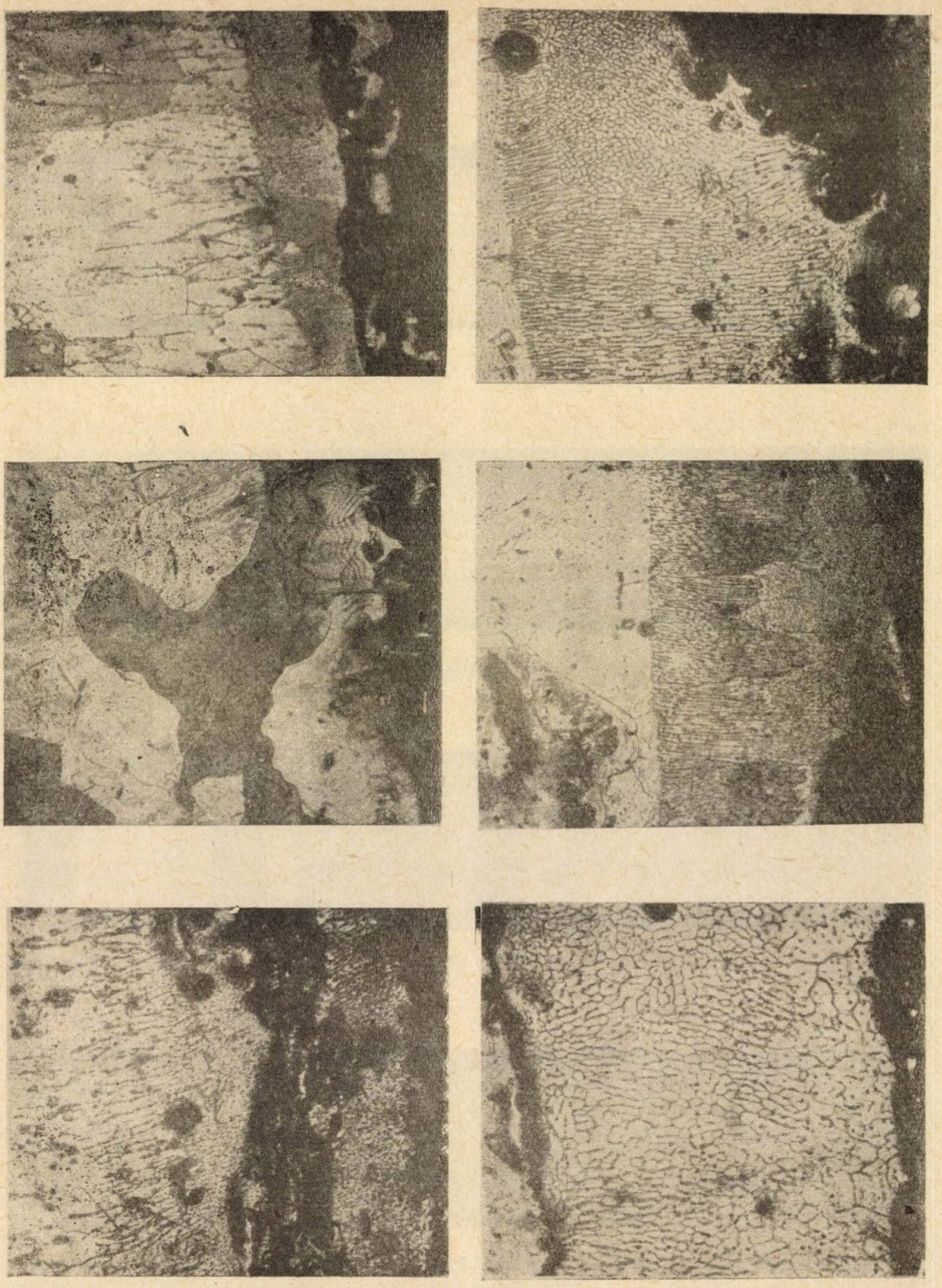


Fig. 13. Microstructurile în secțiuni perpendiculare pe fața tăieturilor, la table de 20 mm grosime.

Fig. 13. a, b.=regim 1—20, ×100 (a — mediu, b — jos) ; *13. c, d.*=regim 5—20, ×100 (*c* — sus, *d* — jos) ; *13. e, f.*=regim 7—20, ×100 (*e* — mediu, *f* — jos).

Cercetări asemănătoare s-au efectuat și pe celelalte grosimi de tablă. Nu vom insista însă asupra lor, deoarece, din punctul de vedere al fenomenelor ce dorim a le scoate în evidență, nu se relevă aspecte deosebite.

Din cele prezentate se desprind cîteva concluzii :

— Sînt posibile mai multe regimuri de tăiere cu plasmă cu rezultate calitativ apropiate la fiecare grosime de tablă ;

— Din punct de vedere al asperităților suprafețelor tăiate, în ordinea adîncimii descrescătoare avem : plasma de aer, plasma de azot și plasma de hidrogen ;

— Din punct de vedere al mărimii picăturilor solidificate pe fața de jos a tăieturii, în ordine descrescătoare avem : plasmă de azot, plasmă de aer și plasmă de hidrogen ;

— Mărirea debitului de gaze, a curentului și tensiunii produce o micșorare a picăturilor solidificate pe fața de jos a tăieturii ;

— Considerînd microstructurile în plane perpendiculare pe fața tăieturilor, se vede că numai în partea mediană și de jos a tăieturii există un strat rezultat din solidificarea metalului topit rămas pe fața tăieturii. În partea de sus, datorită încălzirii mai puternice și a puterii mari a jetului de gaze metalul topit este îndepărtat complet de pe fața tăieturii. Lățimea stratului topit și solidificat este maximă în partea de jos a tăieturii, atingînd valori pînă la 0,8 mm.

6.3. O problemă importantă a tăierii cu plasmă a aluminiului o reprezintă oxidarea suprafețelor tăieturii, dată fiind marea afinitate a aluminiului față de oxigen. Am examinat mai întîi conținutul în Al_2O_3 la aluminiul netăiat. Determinările au arătat un conținut mediu în Al_2O_3, de 0,132%, în metalul de bază.

S-a examinat apoi conținutul în Al_2O_3 pe fețele tăieturilor, în funcție de gazul plasmagen folosit. La tăierea cu azot și aer, conținutul în Al_2O_3 a tăieturilor a variat între 0,081 și 0,130%, la tăierea cu azot între 0,069 și 0,070%, iar la tăierea cu azot și hidrogen între 0,067 și 0,071%. Se vede deci, că pe fețele tăieturilor conținutul în Al_2O_3 este mai mic decît conținutul din metalul de bază. Numai la tăierea cu azot și aer se obține un conținut în Al_2O_3 apropiat de cel al metalului de bază. Aceasta înseamnă că plasma cu temperaturile ei ridicate provoacă o încălzire foarte puternică în stratul de suprafață, depășind temperatura de disociere a oxidului de aluminiu. Ca urmare, acesta se descompune și rezultă o curățire a stratului superficial. Desigur, la tăierea cu plasmă de azot și aer, există condiții de oxidare ulterioară, ceea ce explică conținutul mai ridicat în Al_2O_3 pe fața tăieturii.

S-a scos deci în evidență fenomenul de dezoxidare a suprafețelor tăiate cu plasmă, fenomen deosebit de favorabil mai ales în cazul în care tăierea se efectuează cu scopul pregătirii rostului de sudare.

6.4. Am arătat în detaliu datele tehnologice la tăierea tablelor de aluminiu de 15 și 20 mm. Aceleași cercetări s-au făcut și la alte grosimi de tablă. În *tabela 5* arătăm cîteva regimuri de tăiere la table de 10, 25 și 30 mm grosime. Dintre multiplele posibilități am ales regimurile corespunzătoare la viteza cea mai mică și cea mai mare de tăiere, la care calitatea suprafeței tăiate este încă bună, adică prezintă rugozități sub cele admise de normele IIS [7].

Tabela 5

Regimuri tehnologice de tăiere cu plasmă la table avînd grosimi de 10, 25 și 30 mm

δ mm	Regimul	Debitul gazelor în l/oră		Regimul					Lățimea tăieturii mm	
		exterior	interior	V m/oră	I_p A	U_a V	P kW	P/V Kj/m	sus	jos
10	1—10	aer 2 500	N_2 3 500	97	140	130	18,20	$0,68 \cdot 10^3$	8,50	4,00
10	2—10	aer 2 500	N_2 3 500	120	150	130	19,50	$0,58 \cdot 10^3$	9,00	4,00
25	1—25	aer 2 400	N_2 1 500	23	220	140	30,80	$4,80 \cdot 10^3$	11,40	4,75
			N_2 3 000							
25	5—25	aer 2 500	N_2 1 200	45	240	150	36,00	$2,88 \cdot 10^3$	12,00	4,75
		H_2 1 500								
30	1—30	N_2 2 500	N_2 3 500	35	265	150	40,00	$4,12 \cdot 10^3$	11,00	3,66
		H_2 1 500								
30	2—30	N_2 2 500	N_2 3 500	37	300	160	45,00	$4,38 \cdot 10^3$	9,00	3,00

În *figura 14* am introdus punctele figurative ale tehnologiei de tăiere determinate cu instalația de tăiere elaborată de noi. În aceeași figură am trasat domeniul punctelor figurative la tăierea cu plasmă a tablelor de aluminiu, determinate de alți cercetători (*figura 7*). Se vede că regimurile de tăiere cu plasmă stabilite se situează la nivelul performanțelor atinse pe plan mondial și, la anumite grosimi, sînt chiar superioare.

7. Concluziile cercetărilor făcute sînt :

— S-au stabilit regimurile tehnologice de tăiere cu plasmă a tablelor de aluminiu pînă la grosimi de 30 mm.

— Instalația de tăiere cu plasmă folosită a fost elaborată la CCT — Timișoara al Academiei R. S. R. și performanțele obținute sînt la nivelul atins de alți cercetători ;

— Instalația poate tăia și grosimi mai mari de 30 mm. În măsura în care în țară se vor lamina și asemenea grosimi, se va stabili tehnologia de tăiere;

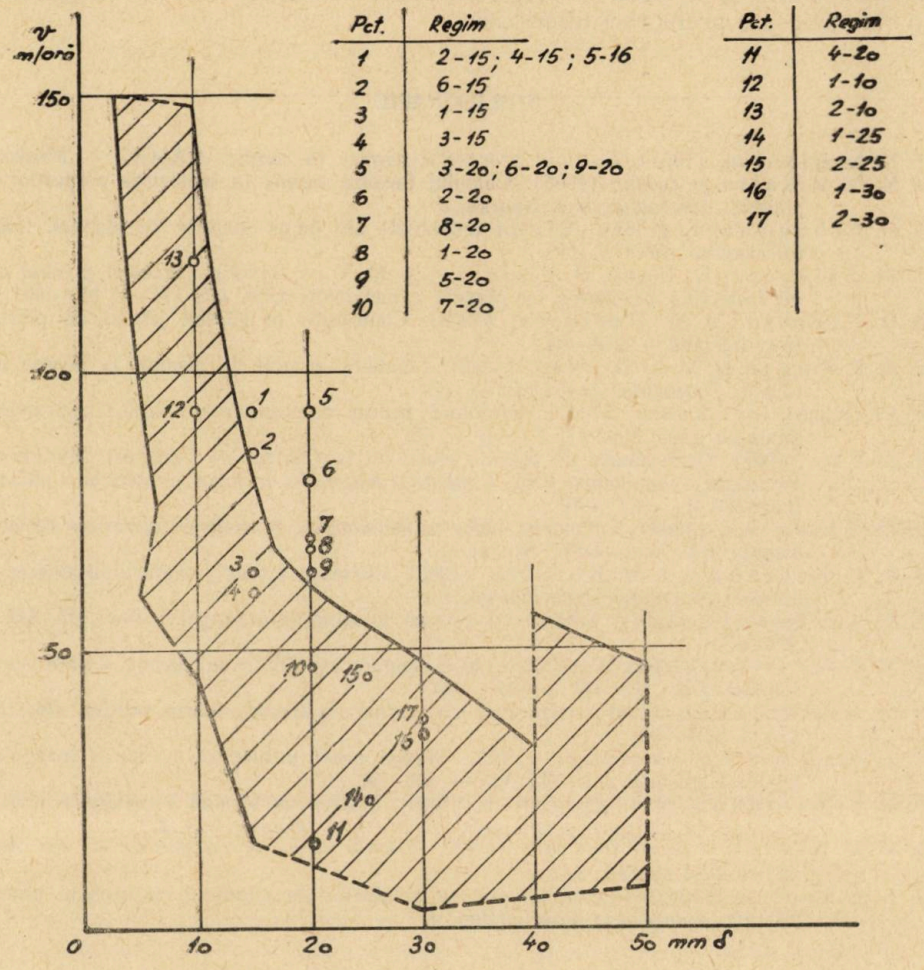


Fig. 14. Așezarea punctelor figurative ale regimului de tăiere cu instalația CCT-7, față de domeniul punctelor figurative ale regimurilor de tăiere determinate cu alte instalații.

— S-au scos în evidență o serie de fenomene și anume: reducerea oxizilor de aluminiu de pe fețele tăiate cu plasmă datorită disocierii acestor oxizi din cauza căldurii și temperaturilor înalte ale plasmei; influența gaze-

lor plasmagene asupra calității tăieturii ; transformările structurale din zona influențată termic ;

— Fenomenele studiate au arătat că tăierea cu plasmă nu este «nocivă» pentru tăietură și că deci, la pregătirea unor rosturi prin tăiere cu plasmă, nu sînt necesare prelucrări ulterioare.

BIBLIOGRAFIE

1. N. N. Rîkalin, (1951). *Calculul proceselor termice la sudare.* MAȘGIZ — Moskova.
2. N. N. Rîkalin și colab., (1965). Calculul fluxului termic la încălzirea corpurilor cu plasmă. *Avtomaticeskaia Svarka, 6.*
3. H. Schoumaker, (1967). Aplicații industriale ale generatoarelor de plasmă. *Caiete informative ARCOS, 156.*
4. Tr. Sălăgean, D. Both, D. Popovici și Al. Vaș, (1966). Cercetări privind căldura efectivă la tăierea cu plasmă a metalelor. *Doc. IIS XII* — 160—66.
5. D. Popovici și M. Herlescu, (1964). Contribuții la studiul jetului de plasmă. *Doc. IIS XII* — 216—64.
6. A. F. Gagen și A. L. Deiker, (1966). Conduita arcului de plasmă la tăierea metalelor. *Svarocinoe proizvodstvo, 12.*
7. Shimpei Ichikawa, (1965). Standard pentru determinarea calității suprafețelor tăiate cu gaze. *Doc. IIS I — B* — 65.
8. A. Vaș, (1967). Generatoare de plasmă elaborate la Centrul de Cercetări Tehnice din Timișoara a Academiei RSR. *Conferința națională de fizică și tehnică a plasmei.* București 2...4.11.1967.
9. Tr. Sălăgean, (1963). *Fenomene fizice și metalurgice la sudarea oțelurilor cu arcul electric.* Ed. Acad. RSR, București.
10. V. V. Kudinov și I. D. Kulacin, (1965). Eficiența folosirii căldurii la tăierea cu plasmă. *Avtomaticeskaia svarka, 8.*
11. R. A. Creswell, (1967). Tăierea cu plasmă folosind diferite gaze. *Doc. IIS XII* — 328—67.
12. M. Chevallier, (1966). Rezultatele de exploatare ale tăierii cu plasmă a unor oțeluri speciale. *Doc. IIS XII* — 152 —66.
13. M. von Ardenne, (1967). Generator cu plasmă cu flacără foarte subțire. *Doc. IIS. XII.* — 325—67.
14. J. Czek și J. Lassocinski, (1966). Studiul zonei influențate termic a marginilor tăiate cu plasmă. *Doc. IIS XII* — 155—66.
15. V. P. Norenko și N. I. Spicensk, (1966). Tăierea cu plasmă a metalelor folosind aerul și apa ca gaze plasmogene. *Svarrocinoe proizvodstvo, 2.*
16. K. K. Brenov și A. F. Bulîga, (1965). Tăierea metalelor cu plasmă de aer. *Avtomaticeskaia svarka, 12.*
17. I. S. Șapira, (1966). Tăierea cu plasmă a tablelor de aluminiu cu grosimi pînă la 250 mm. *Svarocinoe proizvodstvo, 4.*

TOPIREA, RAFINAREA ŞI ALIEREA OŢELURILOR ÎN BAIE DE ZGURĂ TOPITĂ

M. HRELESCU, DOINA ŢEPENEAG, D. BOTH

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timişoara

În lucrarea de faţă se prezintă o instalaţie de laborator destinată topirii, rafinării şi alierii oţelului, în baie de zgură topită. Cercetările experimentale au urmărit stabilirea condiţiilor tehnologice de execuţie a lingourilor, studiul posibilităţilor de aliere a oţelului moale în baie de zgură, precum şi alegerea celui mai potrivit flux atît din punct de vedere al alierii cît şi al rafinării oţelului.

1. Se ştie că alături de factorii de natură constructivă şi tehnologică, durabilitatea unei construcţii este determinată de calitatea oţelului sau a aliajului folosit. Calitatea superioară a unui oţel este exprimată, în cea mai mare măsură, prin lipsa unor impurităţi, gaze, şi incluziuni nemetalice, prin omogenitatea compoziţiei chimice şi structurii.

Dezvoltarea unor domenii ale tehnicii, ca industria aeronautică şi spaţială, industria de construcţii a centralelor nucleare, a fost posibilă numai după elaborarea unor oţeluri şi aliaje cu puritate ridicată. De asemenea, îmbunătăţirea comportării la sudare a oţelurilor se realizează şi prin reducerea la minim a conţinutului de impurităţi. Astfel, un oţel martensitic cu 18% nichel are o comportare la sudare bună, dacă suma conţinuturilor de sulf şi fosfor este mai mică decît 0,005%, iar conţinutul de carbon este sub 0,015% [1].

Elaborarea unor oţeluri cu puritate ridicată a preocupat pe specialiştii din numeroase ţări şi ca urmare s-au dezvoltat procedee noi de elaborare şi turnare a oţelurilor. Se semnalează totuşi faptul că procedeele existente nu rezolvă în întregime problema, deoarece nu se realizează puritatea dorită sau oţelul elaborat are un preţ de cost ridicat. In această situaţie a apărut şi s-a dezvoltat procedeul de topire şi rafinare a oţelurilor în baie de zgură topită, care este reprezentat schematic în *figura 1*. Datorită trecerii curentului electric prin baia de zgură topită *1*, se dezvoltă o cantitate de căldură prin efect Joule. Aceasta contribuie la topirea metalului de adaos *2* şi la

menținerea zgurii în stare topită. Metalul de adaos trece sub formă de picături *3* prin baia de zgură și formează baia metalică *4*, care apoi se cristalizează formînd lingoul *5*. Acest proces se realizează în cristalizorul *6*, răcit cu apă.

Spre deosebire de procedeele siderurgice clasice, aci se realizează o unificare a operațiilor tehnologice specifice elaborării oțelurilor și anume: topirea materialului, rafinarea și turnarea metalului topit. Prin această unificare se diminuează posibilitățile de impurificare a oțelului, iar prin dirijarea corespunzătoare a răcirii băii metalice se obțin cristale alungite axial, evitîndu-se astfel fenomenele de segregație din mijlocul lingoului. De asemenea, trecerea metalului sub formă de picături, prin baia de zgură topită, face ca interacțiunea metal-zgură să se desfășoare mai energic și într-un timp considerabil mai scurt decît în cazul procedeelor clasice.

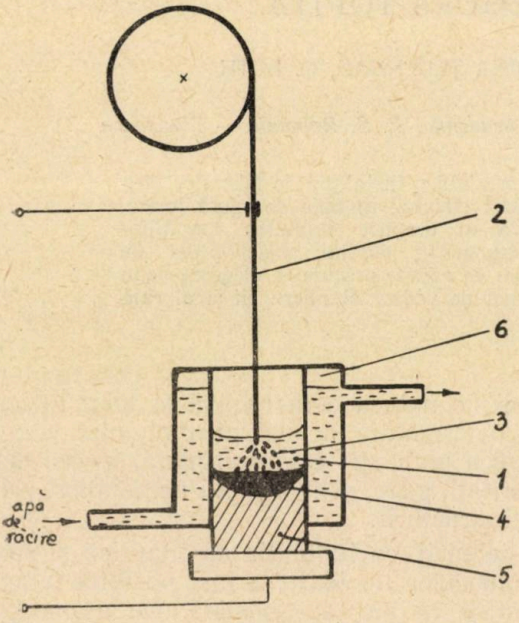


Fig. 1. Schema procedeurilor de topire și rafinare în baie de zgură.

Aceste particularități ale procedeului de topire și rafinare în baie de zgură, conduc la obținerea unor oțeluri cu puritate mărită față de cele obținute prin procedeele siderurgice obișnuite.

2. Urmărind obținerea unor oțeluri aliate cu puritate mărită, la Secția de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei Republicii Socialiste România, s-a conceput și realizat o instalație de laborator destinată topirii, rafinării și alierii oțelului în baie de zgură topită. În scopul precizării parametrilor necesari proiectării instalației și a tipului de cristalizor potrivit, s-au efectuat încercări experimentale cu ajutorul unei instalații SUM-1000 pentru sudarea automată sub strat de flux. La această instalație s-au adoptat un cristalizor cu răcire prin film de apă (*fig. 2*) și un cristalizor cu răcire prin evaporare (*fig. 3*).

Cristalizorul cu răcire prin film de apă are corpul executat din cupru, iar suprafața sa exterioară este cu renuri, în scopul măririi suprafeței de răcire. Apa introdusă în colectorul montat la partea superioară a cristalizorului cade pe suprafața cu renuri a corpului și formează un film de apă cu grosimea de 1—2 mm. Se semnalează necesitatea asigurării unui film constant

de apă pe toată suprafața corpului cristalizorului, în caz contrar producîndu-se supraîncălziri locale și perforarea acestuia.

Cristalizorul cu răcire prin evaporare, are corpul interior executat din oțel și grosimea peretelui de 6 mm. Acest corp este montat într-o baie de răcire. Răcirea este deosebit de eficientă deoarece cantitatea de căldură ab-

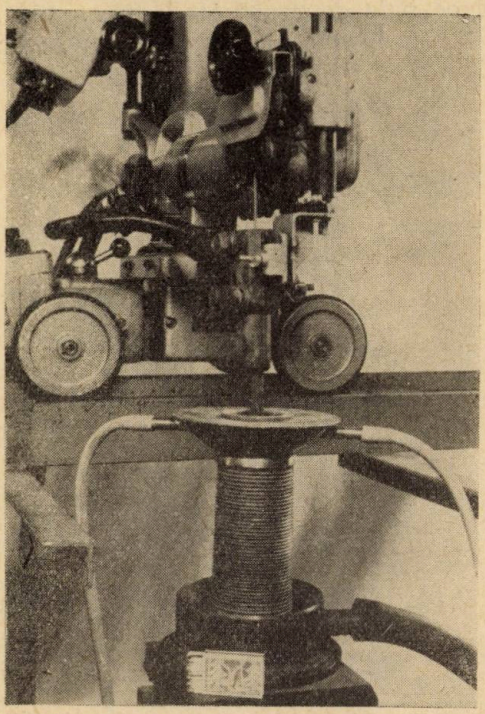


Fig. 2. Cristalizor cu răcire prin film de apă, pe instalația SUM-1000.

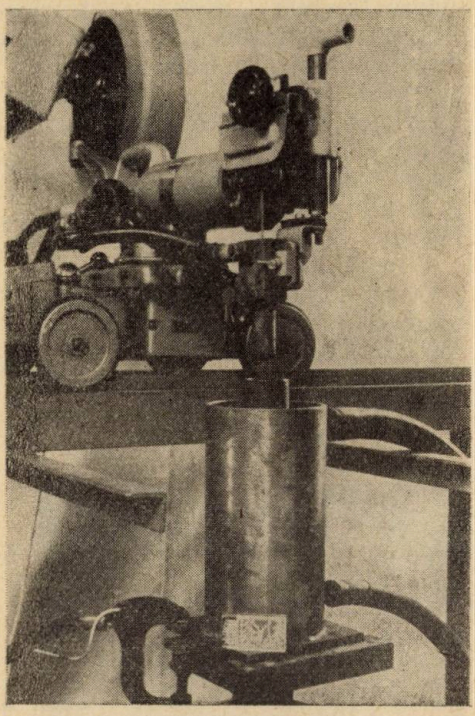


Fig. 3. Cristalizor cu răcire prin evaporare; pe instalația SUM-1000.

sorbită pentru vaporizare este mai mare (539 kcal/kg) decît cea evacuată la cristalizoarele cu circuit închis (20—40 kcal/kg) la care se admite încălzirea apei pînă la 40 °C [2]. Acest cristalizor are o comportare sigură în exploatare. Datorită răcirii eficiente, baia metalică nu ajunge în contact cu corpul cristalizorului, pe suprafața laterală a băii de zgură formîndu-se un strat de zgură solidificată, care se interpune între baia metalică și peretele cristalizorului. Astfel se elimină posibilitatea străpungerii peretelui sau a sudării băii metalice cu acesta. Practic, s-a constatat că grosimea acestui strat fiind de 1,0—1,5 mm, devine posibilă folosirea cristalizoarelor din oțel. În *figura 4* se prezintă secțiunea transversală a unui lingou, înconjurat de stratul de

zgură solidificată, realizat într-un pahar din oțel cu grosimea peretelui de 20 mm.

Pe baza acestor încercări, la instalația de laborator concepută s-a adoptat cristalizorul cu răcire prin evaporare. Încercările făcute cu instalația SUM-1000, folosind sîrmă de sudură cu diametrul de 3,25 mm și flux topit AN-348A, în regimurile cuprinse între limitele : — intensitatea curentului de sudură $Is = 300 \ldots 450\ A$, — tensiunea pe baia de zgură $U_{bz} = 35 \ldots 45\ V$, — grosimea stratului de zgură topită 30 ... 40 mm, au arătat că viteza de înaintare a sîrmei trebuie să fie cuprinsă între 80 ... 140 m/oră, iar viteza de formare a băii metalice este de 5 ... 10 mm/min. Aceste date principale au stat la baza proiectării instalației de laborator.

Instalația realizată, reprezentată schematic în *figura 5*, are două părți principale : *a* partea de topire, *b* partea de dozare a elementelor de aliere. Cele două părți sînt montate pe coloana profilată *1*.

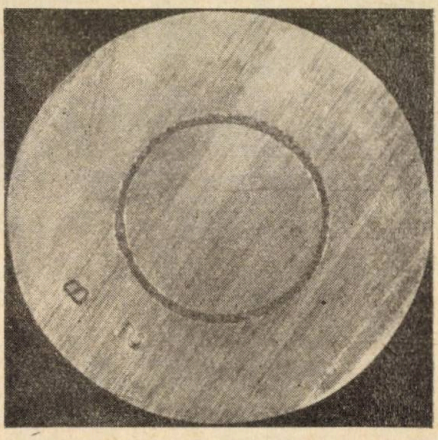


Fig. 4. Secțiune transversală într-un lingou.

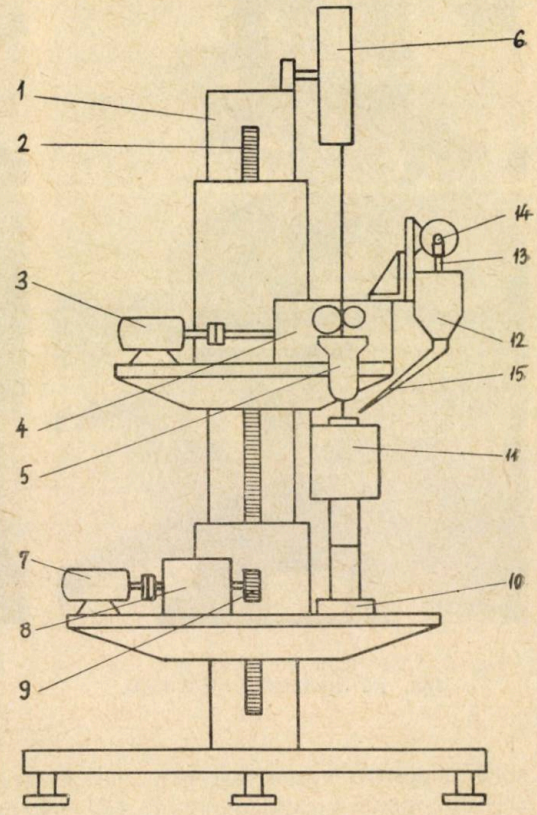


Fig. 5. Schema instalației de topire și rafinare în baie de zgură.

Partea de topire cuprinde sistemul de antrenare a sîrmei și sistemul de tragere a lingoului. Motorul electric de curent continuu *3*, cu o putere de 100 w, prin intermediul reductorului de turație *4* și a două role, antrenează

sîrma de sudură înfășurată pe tamburul *6*. O bornă a secundarului transformatorului de sudură se leagă la contactul electric *5*. Motorul electric avînd turația variabilă, în funcție de tensiunea de alimentare, permite variația continuă a vitezei de înaintare a sîrmei de sudură. Sistemul de tragere are o schemă cinematică asemănătoare. Motorul electric *7*, prin intermediul reductorului de turații *8*, pune în mișcare roata dințată *9*, care la rîndul ei este angrenată cu cremaliera *2*. Lingoul sudat de placa de bază *10* este tras în jos cu o viteză aproximativ egală cu viteza de formare a băii metalice din cristalizorul *11*. La placa de bază *10* se leagă cea de a doua bornă a secundarului transformatorului de sudură.

Partea de dozare a elementelor de aliere cuprinde dozatorul cu supapă *12*, a cărei deschidere se comandă prin intermediul tijei *13*, cu ajutorul camei excentrice *14*. Cama este pusă în mișcare de către un micromotor electric. Pentru dozarea uniformă a pulberilor fine, pe țeava de scurgere *15* s-a introdus un curent de gaz (CO_2, Ar), care antrenează continuu pulberea debitată de dozator. Schimbarea debitului de dozare a pulberii se realizează prin schimbarea deschiderii supapei și a debitului gazului de antrenare.

Instalația este automatizată, iar dirijarea operațiilor se face de la un pupitru de comandă.

Schema electrică a instalației cuprinde două părți distincte (*fig. 6*):

a) Partea de alimentare a procesului de topire propriu-zis, alcătuită dintr-un transformator de sudură al cărui secundar debitează energia necesară,

b) partea de alimentare a motoarelor electrice de acționare. Motoarele electrice de acționare sînt în număr de trei și anume: motorul electric de antrenare a sîrmei, motorul electric pentru tragerea lingoului și micromotorul de acționare a dozatorului.

Schemele de acționare ale motorului electric de antrenare a sîrmei și a motorului electric de antrenare a lingoului sînt similare, fiind fiecare alcătuită dintr-un transformator coborîtor de tensiune (220v/16v), un redresor cu seleniu, un reostat de reglare și un sistem de contacte prin intermediul cărora se realizează rotirea într-un sens sau în celălalt a rotoarelor, obținînd ridicarea sau coborîrea după necesitate a sîrmei, respectiv a lingoului.

Motorul electric de acționare a dozatorului este alimentat de la un transformator coborîtor de tensiune 220v/110v și pus în funcțiune sau oprit printr-un simplu comutator.

Intreaga schemă electrică este prevăzută cu un sistem de cinci contactoare, prin intermediul cărora se asigură comandarea procesului de topire și respectiv, a motoarelor electrice de acționare.

Simplitatea schemei folosite atrage după sine siguranță în funcționare.

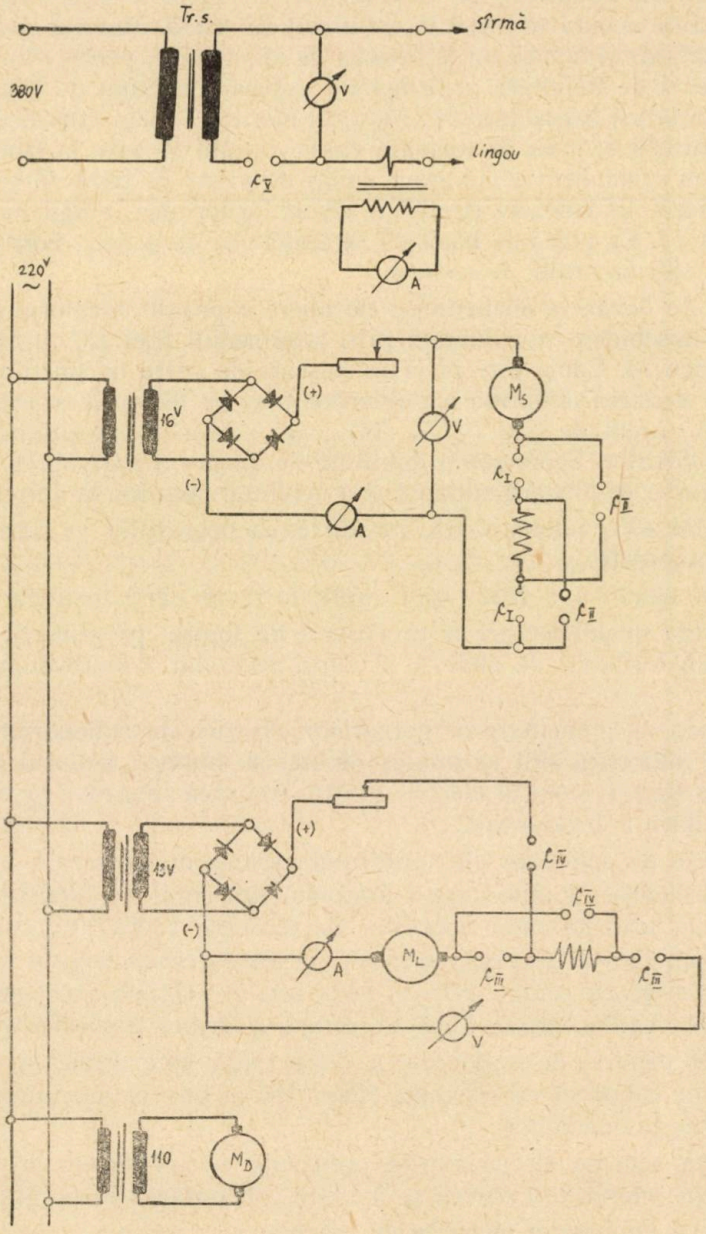


Fig. 6. Schema electrică a instalației.

Principalele caracteristici ale instalației realizate sînt :

— diametrul sîrmei 3 . . . 5 mm,
— viteza de înaintare a sîrmei 70 . . . 150 m/oră,
— viteza de tragere a lingoului 4 . . . 15 mm/min,
— lungimea maximă a lingoului 800 mm,
— secțiunea maximă a lingoului 2 000 mm^2,
— debitul de pulbere 5 . . . 60 g/min.

În *figura 7* este prezentată vederea de ansamblu a instalației și pupitrul de comandă.

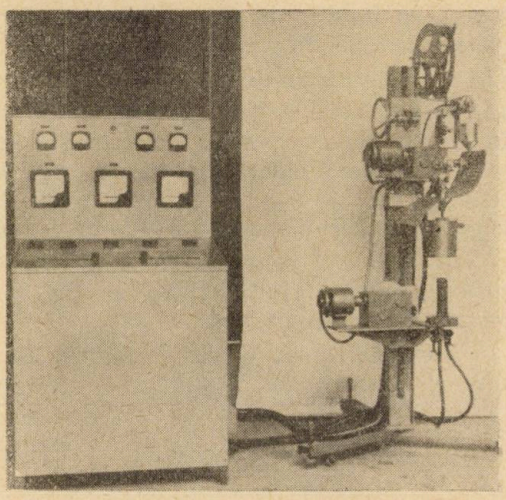


Fig. 7. Vederea de ansamblu a instalației.

3. În cercetările anterioare [3], [4] s-a urmărit obținerea unor metale depuse aliate, folosind metal de adaos din oțel moale și fluxuri ceramice aliate. Aceste studii au condus la elaborarea teoriei alierii oțelului moale în arcul electric și la unele aplicații interesante în domeniul sudării și încărcării prin sudare, [5], [6], [7]. Metalele depuse în aceste condiții au avut un conținut pînă la 25% elemente de aliere.

Plecînd de la ideea extinderii alierii oțelului moale de la procedeele care folosesc ca sursă de căldură arcul electric la procedeul de topire în baie de zgură, în lucrare se urmărește stabilirea posibilităților de aliere în cazul celui din urmă procedeu. O primă problemă care se pune se referă la alegerea sistemului zgurifiant potrivit, atît din punctul de vedere al alierii cît și al rafinării oțelului.

Cercetările asupra acțiunii oxidului de aluminiu în fluxurile ceramice [8] și a comportării la sudare a sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3 [9] au arătat că prin dozarea potrivită a conținutului de Al_2O_3 procesul de aliere este deosebit de activ. De asemenea, Leibenson și Tregudenko [10], urmă-

rind acțiunea Al_2O_3 asupra viscozității zgurilor topite aparținînd sistemului CaF_2—Al_3O_2, arată limita peste care mărirea conținutului de Al_2O_3 conduce la creșterea importantă a viscozității. Această determinare este importantă deoarece viscozitatea zgurii este un factor care influențează asupra dinamicii procesului de aliere, fapt ilustrat prin relația lui Stoke :

$$V_c = \frac{2}{9} \cdot \frac{g}{\eta} \cdot r^2(\gamma_Z - \gamma_Z) \qquad (1)$$

care exprimă viteza de coborîre a elementelor de aliere, în baia de zgură topită, în funcție de vîscozitatea acesteia η, raza r, a particolei metalice și greutățile specifice ale particolei γ_M, respectiv ale zgurii γ_Z. Din relația (1) se vede că procesul de aliere poate fi influențat prin valorile lui η, r și γ_Z. Dintre acestea η și γ_Z exprimă caracteristici ale fluxului utilizat și sînt în funcție de compoziția chimică a acestuia. Valoarea lui η este variabilă în funcție de temperatura băii de zgură. Cercetările amintite [9] arată că sistemul CaF_2—Al_2O_3 este apt pentru desfășurarea procesului de aliere, păstrînd un raport convenabil între cele două componente.

In privința rafinării oțelurilor, aceasta se rezumă în principal la micșorarea conținutului de fosfor și sulf, la dezoxidarea metalului și eliminarea incluziunilor nemetalice.

Defosforizarea și desulfurizarea se bazează pe inițierea unor reacții la nivelul zgură-metal de tipul :

$$3(CaO) + 2\,[Fe_3P] + 5\,(FeO) \rightarrow (CaO)_3P_2O_5 + 11\,[Fe] \qquad (2)$$

$$(CaO) + [Fe\,S] \rightarrow (Ca\,S) + (FeO) \qquad (3)$$

In legătură cu aceasta se face observația că introducerea în flux a CaO prin intermediul $CaCO_3$ nu este convenabilă din punctul de vedere al alierii, CO_2, care rezultă prin descompunerea $CaCO_3$, imprimă o acțiune de oxidare a elementelor de aliere și fierberea puternică a băii de zgură.

Ca atare este potrivită folosirea reacției :

$$Al_2O_3 + 3CaF_2 = 3\,CaO + AlF_3 \uparrow \qquad (4)$$

care face posibilă desfășurarea reacțiilor (2) și (3). Aceasta presupune de asemenea folosirea sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3.

A doua problemă care se ridică se referă la alegerea raportului potrivit între cele două componente. Se știe că diagrama de echilibru a acestui sistem prezintă un eutectic la circa 25% Al_2O_3 și 75% CaF_2, temperatura eutecticului fiind de 1 265 °C. Prin creșterea conținutului de Al_2O_3 de la 0%

la 25%, temperatura de topire a sistemului scade de la temperatura de topire a CaF_2 (1 380 °C) pînă la temperatura de topire corespunzătoare eutecticului. Peste 25% Al_2O_3, temperatura de topire a sistemului crește din nou, însă mai rapid, ajungînd pînă la temperatura corespunzătoare topirii Al_2O_3 (2 045 °C). Acest aspect al diagramei de echilibru determină în bună măsură activitatea proceselor metalurgice care se desfășoară la nivelul metal-zgură. În privința raportului dintre cei doi componenți, cercetări anterioare [9] au arătat că din punctul de vedere al conținutului de hidrogen din metalul depus, valorile minime se obțin în cazul concentrațiilor eutectice, cînd $Al_2O_3/CaF_2=0{,}33$. De asemenea s-a arătat că pînă la 25% Al_2O_3, acesta se consumă în reacția (4), astfel că în zgură rămîne în exces numai CaF_2. Potrivit părerii lui Medovar [11], această situație este favorabilă din punctul de vedere al defosforizării metalului și anume deoarece reducerea conținutului de fosfor, care se găsește în oțel sub formă de Fe_3P și Fe_2P, se bazează pe reacția de oxidare, cu ionii de oxigen liberi din zgură :

$$2(Fe_2P)+5(Fe^{2+})+8(0^{2-})=9[Fe]+2(PO_4^{3-}) \qquad (5)$$

Existența ionilor liberi O^{2-} este condiționată de conținutul de Al_2O_3, deoarece are loc reacția de legare :

$$xAl_2O_3+(y-3n)O^{2-} \rightarrow 2Al_xO_4^{2-} \qquad (6)$$

și ca atare, prin mărirea conținutului de Al_2O_3 se micșorează concentrația ionilor liberi O^{2-}. Or zgurile avînd concentrația eutectică nu au Al_2O_3 în exces și prin urmare reacția (6) nu se desfășoară. În această situație, ionii liberi de oxigen vor promova reacția (5), avînd ca rezultat defosforizarea metalului topit.

În ceea ce privește procesul de aliere, determinările experimentale [10] au arătat că la peste 25% Al_2O_3, vîscozitatea zgurii topite crește brusc și îngreunează dinamica acestui proces.

În concluzie, la topirea, rafinarea și alierea oțelurilor în baie de zgură este potrivită folosirea fluxurilor bazate pe sistemul zgurifiant CaF_2—Al_2O_3, cu dozarea componenților corespunzător eutecticului din diagrama de echilibru.

4. Cercetările experimentale au urmărit stabilirea condițiilor tehnologice de execuție a lingourilor și studiul posibilităților de aliere a oțelului moale în baie de zgură.

Încercările cu caracter tehnologic au condus la stabilirea regimurilor în care topirea sîrmei și formarea lingoului decurg uniform (*tab. 1*).

Tabela 1

Nr. regim	Flux	Diametrul sîrmei mm	Lungimea lingoului mm	Diametrul lingoului mm	U_e^V	U_{bz}^V	$I_s A$	Viteza de trag. mm/min.	Observații
1	AN-348 A	3,25	240	48—50	72	38	400	8	viteza de depunere 164 g/min
2	Flux ceramic EFA	3,25	150	48—50	70	40—45	300—350	5	
3	„	3,25	200	48—50	70	31—33	420—450	5	
4	„	3,25	200	48—50	70	38—40	360—380	5—6	cu dozare de ferocrom
5	„	3,25	100	48—50	70	37—39	350—370	5—6	cu dozare de nichel

În legătură cu condițiile tehnologice care contribuie la formarea corespunzătoare a lingoului se evidențiază următoarele:

a. Este necesar ca viteza de tragere a lingoului să fie aproximativ egală cu viteza de formare a băii metalice, ceea ce va conduce la menținerea quasistaționară a poziției băii metalice în cristalizor, respectiv la menținerea constantă a condițiilor de răcire;

b. Instabilitatea procesului de topire este determinată de înălțimea insuficientă a băii de zgură;

c. Pentru a se împiedica scurgerea băii de zgură sau a băii metalice, este necesar ca acestea să fie plasate în partea superioară a cristalizorului;

Pe baza încercărilor experimentale s-a stabilit că în cazul instalației realizate este potrivită folosirea regimurilor *4* și *5*, cu avans constant al sîrmei de sudură.

Plecînd de la ideea că prin dozarea constantă a elementelor de aliere deasupra băii de zgură topite, acestea coboară în baia metalică producînd alierea, s-a urmărit să se stabilească omogenitatea chimică care se poate obține în lungul lingoului, la alierea cu crom și nichel.

La alierea cu crom, debitul de dozare a feroaliajului (FeCr 0000 cu 76% Cr) a fost de circa 30 g/min, iar debitul de sîrmă de 110 g/min. În primă aproximație, aceasta ar corespunde la circa 17—18% Cr în lingou.

Cercetarea trecerii elementului de aliere și a omogenității pe lungimea lingoului s-a făcut prin determinarea conținutului de crom și carbon din fîșiile prelevate ca în *figura 8 a* și prin determinări ale durității pe trei linii verticale (I, II, III) și pe trei linii orizontale, în fiecare dintre cele șase zone (*figura 8 b*). Rezultatele acestor determinări sînt ilustrate în *figura 9*. Se vede că există o perioadă de incubație a alierii (*figura 9 a*), în care conținutul de crom variază de la zero la valoarea corespunzătoare dozării. Această perioadă corespunde procesului de saturare a băii de zgură cu element de

aliere și timpului necesar trecerii elementului de aliere de la partea superioară a băii de zgură la baia metalică. Analiza chimică a zgurii solidificate a arătat un conținut de circa 1,3—1,5% Cr, ceea ce ar corespunde limitei de saturare. De aci rezultă perspectiva reducerii perioadei de incubație prin

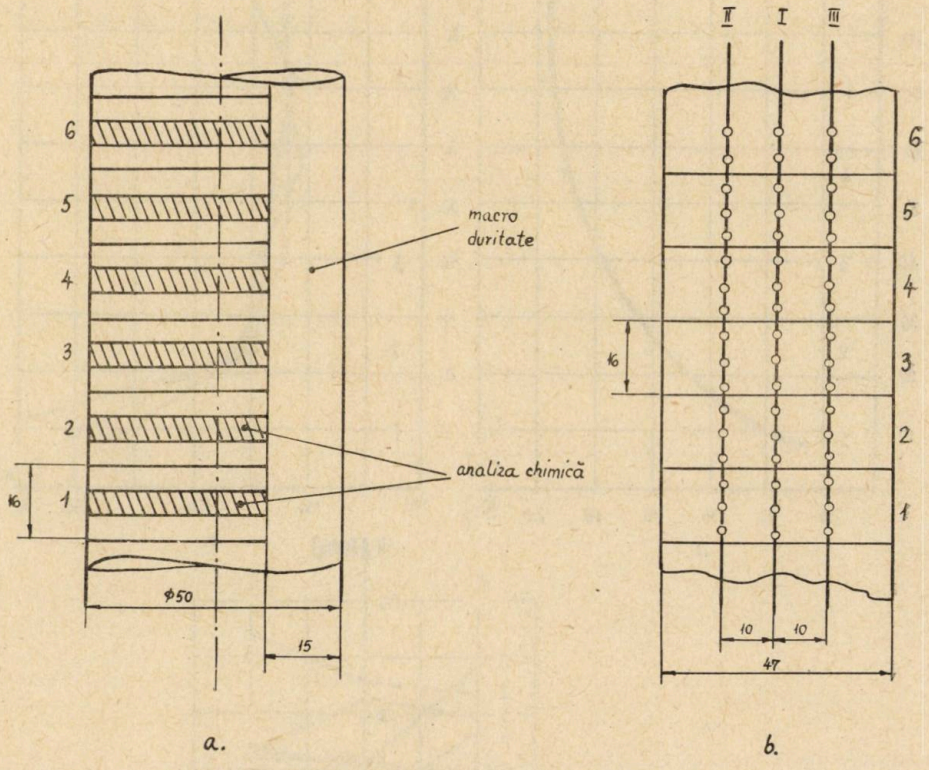


Fig. 8. Schema de prelevare a probelor.

folosirea fluxurilor ceramice aliate, astfel ca elementul de aliere dozat în baia de zgură topită să participe direct la procesul de aliere a băii metalice, fără a mai contribui la saturarea zgurii.

Macrostructura făcută asupra unei porțiuni din lingou (*fig. 10*) arată, în mijlocul lingoului, cristale alungite în direcția axei. Pe periferia lingoului, cristalele au o înclinare de 25—30° față de verticală.

Aceasta demonstrează că, în principal, răcirea lingoului se produce prin masa lingoului. O asemenea orientare a cristalelor se explică prin aceea că pe suprafața laterală a băii metalice se interpune stratul de zgură solidifi-

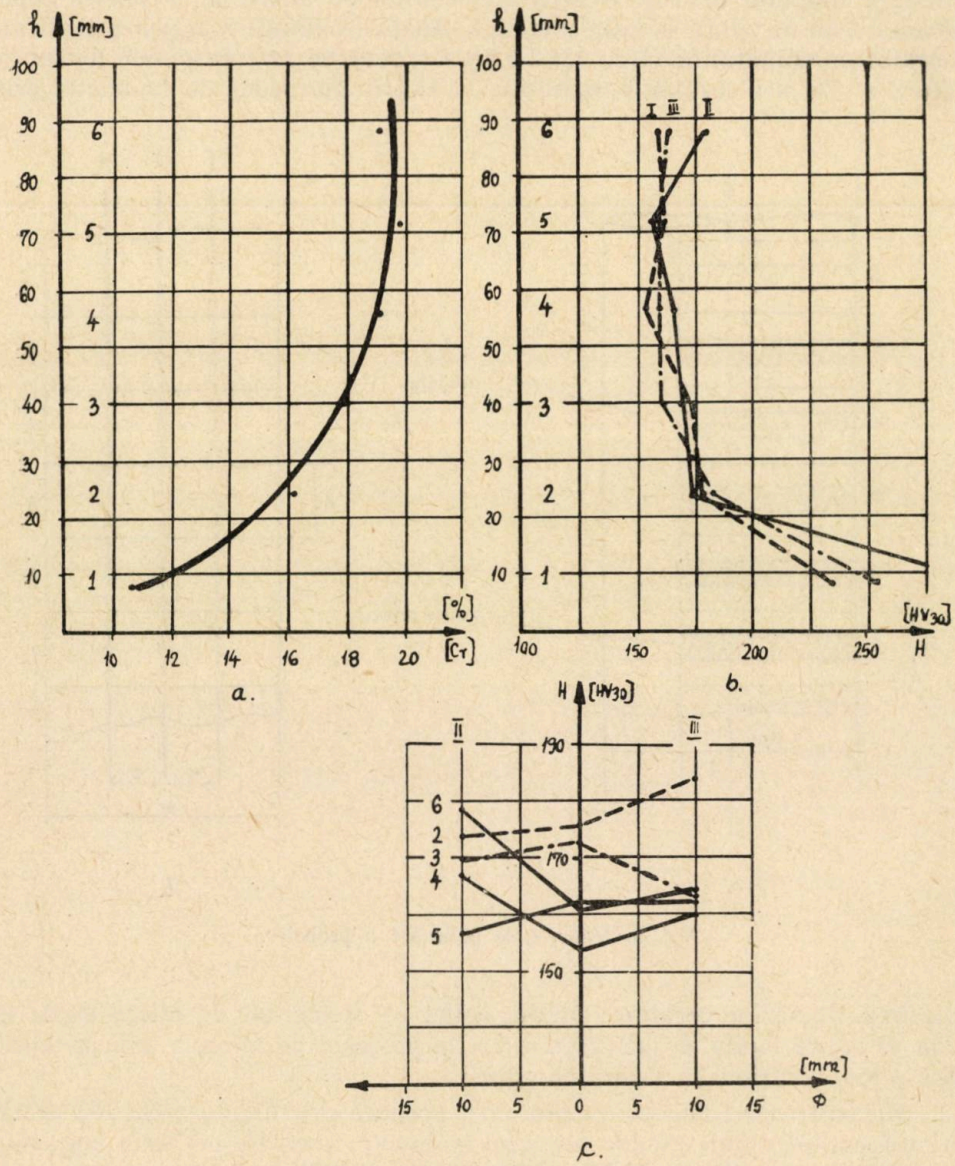


Fig. 9. Rezultatele determinărilor la alierea cu crom:
a — variaţia conţinutului de crom; *b* — variaţia durităţii în lungul lingoului; *c* — variaţia durităţii după diametru.

cată și prin aceasta gradientul de temperatură este orientat spre baza lingoului.

In cazul alierii cu nichel (95% Ni), debitul de dozare a elementului de aliere a fost de 8,0—8,5 g/min, iar debitul de sîrmă de 105 g/min, ceea ce ar corespunde la un nivel de aliere de 7,2—7,7% Ni. Rezultatele obținute sînt ilustrate în *figura 11*. Se constată o bună omogenitate în lungul axei lingoului, compoziția medie fiind de 7,8% Ni.

Cercetările efectuate pînă în prezent au arătat că în cazul topirii în baie de zgură se poate obține un metal cu omogenitate satisfăcătoare și prin urmare procedeul poate fi folosit la elaborarea unor oțeluri speciale. Dacă se

Fig. 10. Macrostructura lingoului aliat cu crom.

ia în considerare nivelul de aliere atins, se poate conchide că este posibil, în prima etapă, să se realizeze mici șarje de oțel austenitic crom-nichel 18/8.

În continuare se vor dezvolta studiile asupra alierii cu un singur element și a alierii simultane, urmărind realizarea unor superaliaje cu conținuturi de peste 60% elemente de aliere. De asemenea, elaborarea unor mici cantități de oțel cu puritate ridicată, va permite studierea influenței modului de elaborare și a purității oțelurilor asupra comportării lor la sudare.

Din punct de vedere aplicativ, studiile privind alierea în baie de zgură topită vor permite extinderea acestui procedeu de sudare la oțeluri slab și înalt aliate, folosind ca metal de adaos sîrmă din oțel cu puțin carbon.

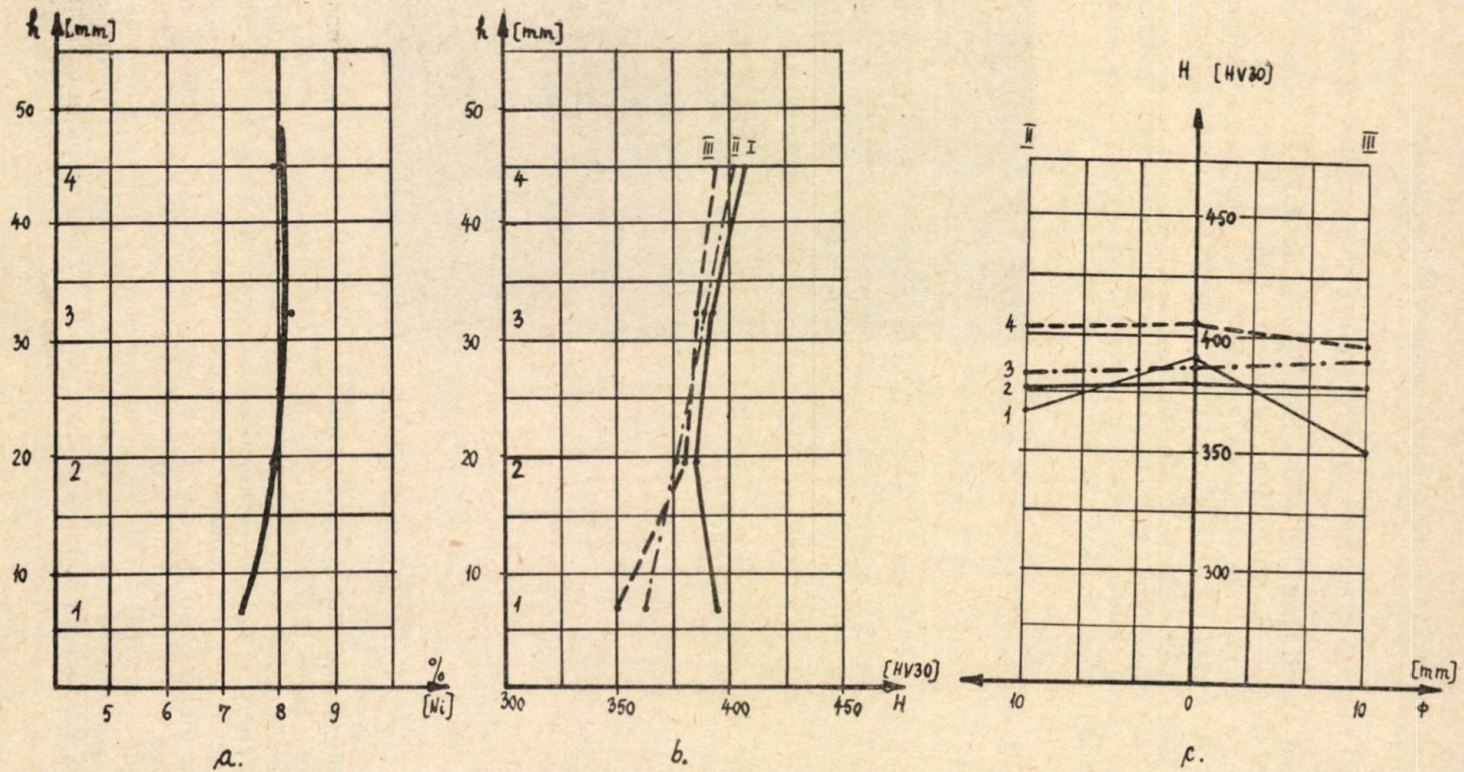


Fig. 11. Rezultatele determinărilor la aliere cu nichel:

a — variația conținutului de nichel; *b* — variația durității în lungul lingoului; *c* — variația durității după diametru.

BIBLIOGRAFIE

1. B. E. Paton, (1967). *Soudage et électrométallurgie spéciale.* Conférence Portevin. *Soudage dans le monde,* **5**, *2.*
2. Iu. B. Lataș, (1962). Kristallizator dlia elektroșlakovoco pereplava metalla sisparitelinîm ohlajdeniem. *Avtomaticeskaia svarka, 1.*
3. Tr. Sălăgean, M. Hrelescu, P. Stoianovici, (1960). Alierea cu mangan și crom a oțelului moale în arcul electric. BAT, *Studii și cercetări — Științe tehnice,* **7**, 3—4.
4. M. Hrelescu, D. Popovici, F. Bär, (1964).Alloying of mild steel with chrome and manganese at automatic build up welding with band electrod. *Document IIS/IIW,* Praga.
5. Tr. Sălăgean, M. Hrelescu, P. Stoianovici, (1961). Încărcarea prin sudare a bandajelor uzate de la roțile de tramvai, BAT, *Studii și cercetări — științe tehnice,* **8**, *1—2*
6. Tr. Sălăgean, M. Hrelescu, F. Bär: Fluxuri ceramice pentru sudarea auotmată a oțelurilor inoxidabile crom-nichel 18/8, Sub tipar.
7. M. Hrelescu, (1967). Cercetări privind depunerea unui oțel înalt aliat pe oțel carbon obișnuit. *Construcția de mașini,* **7**.
8. Tr. Sălăgean, M. Hrelescu, P. Stoianovici, (1962). Asupra acțiunii oxidului de aluminiu în fluxurile ceramice. BAT, *Studii și cercetări — Științe tehnice,* **9**, 1—2.
9. M. Hrelescu F. Bär, Tr. Sălăgean, D. Both: Comportarea la sudare a sistemului zgurifiant CaF_2—Al_2O_3. *Studii și cercetări de metalurgie.* **13**, *1,* 181—192.
10. S. A. Leibenson, A. E. Tregudenko, (1962). *Proizvodstvo stali metodom elektroșlakovovo pereplava.* Metallurghizdat, Moskva.
11. B. I. Medovar, (1962). Obesfosforivaniie metalla prielektroșlakovom pereplave. *Avtomaticeskaia svarka, 4.*

CONSIDERAȚII ASUPRA STABILIRII UNUI REGIM OPTIM LA TĂIEREA CU ARC DE PLASMĂ A OȚELURILOR INOXIDABILE

A. VAȘ

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Lucrarea de față tratează cîteva aspecte ale procesului de tăiere termică cu arc de plasmă, privind modul în care se pot reproduce parametrii optimi ai regimului de tăiere. În afară de mărimile fizice care se pot măsura în timpul procesului de tăiere, cercetările au arătat că pentru reproducerea regimului optim, se poate stabili un criteriu bazat pe efectul diferitelor zone ale arcului asupra plăcii. Acest criteriu presupune cunoașterea raportului dintre lungimea corespunzătoare tăierii pe seama coloanei arcului (l_1) și grosimea totală a plăcii (δ). Alături de parametrii regimului tehnologic precris, cunoscînd și valoarea raportului l_1/δ abaterile față de regimul optim pot fi reduse la minimum.

1. Arcul de plasmă, spre deosebire de jetul de plasmă [1] se stabilește pe suprafața metalului de prelucrat. Comparînd cele două procedee, în cazul arcului de plasmă, la puteri egale, pe unitatea de suprafață se introduce o cantitate de căldură mai mare. Căldura suplimentară se datorește energiei din zona anodică a arcului, care la generatoarele cu jet de plasmă se pierde prin apa de răcire, precum și a plasmei care se generează chiar în canalul tăieturii.

Secțiunea metalului de prelucrat în funcție de acțiunea diferitelor regiuni ale arcului, poate fi împărțită în trei zone [2] :

— lungimea corespunzătoare tăierii datorită coloanei arcului, (l_1)
— lungimea corespunzătoare petei anodice (l_2),
— lungimea corespunzătoare tăierii datorită jetului de plasmă (l_3) care se formează în canalul tăieturii (*fig. 1*).

Deoarece viteza de tăiere și grosimea maximă a plăcii metalice care se poate tăia, depinde în cea mai mare măsură de lungimea l_1 a arcului, lungime care depinde de gradul de concentrare, de natura amestecului gazos și de regimul de tăiere, fenomenele care au loc în secțiunea plăcii sînt de o importanță hotărîtoare în procesul de tăiere. În zona corespunzătoare co-

loanei arcului (lungimea l_1), pe partea superioară a plăcii, se realizează cea mai mare parte din cedarea căldurii. Deoarece cîmpul electric din coloana arcului se poate considera practic constant [3], căldura în zona corespunzătoare se repartizează uniform pe toată lungimea ei.

In zona mijlocie (lungimea l_2) energia termică se introduce în metal în special prin pata anodică a arcului de plasmă, pe seama degajării de căldură datorită bombardamnetului electronic. Ciocnind metalul, electronii cedează energia dobîndită la ieșirea lor din catod și energia cinetică dobîndită în urma accelerării.

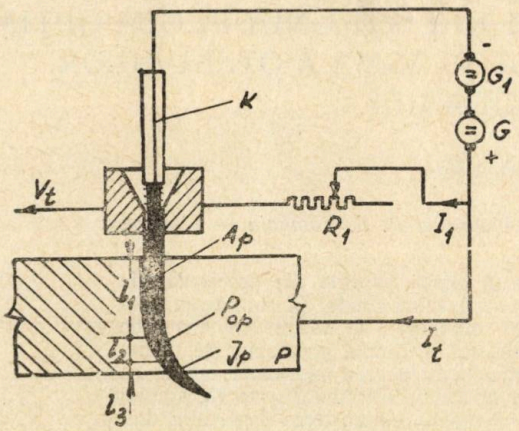


Fig. 1. Zonele arcului de plasmă în timpul procesului de tăiere : *Ap* — arcul de plasmă, *Jp* — jetul de plasmă format în canalul tăieturii, *Pap* — pata anodică de pe placa supusă tăieturii, l_1 — zona coloanei deschise a arcului, l_2 — zona petei anodice, l_3 — zona corespunzătoare jetului de plasmă din canalul tăieturii.

Fenomenele din canalul tăieturii pot fi comparate cu cele care au loc în ajutaj la generarea jetului de plasmă, cu deosebire că efectul de concentrare este mai redus. Aceasta se datorește faptului că pereții laterali ai canalului tăieturii se topesc în cursul procesului de tăiere. La ajutaj topirea este împiedicată datorită răcirii.

Deoarece în jurul coloanei arcului se realizează un înveliș de gaz relativ rece, înveliș care datorită canalului format în metal este obligat să participe la toate procesele din spațiul arcului electric, rezultă că, o parte însemnată din această cantitate de gaz se va transforma tot într-o plasmă. Sub acțiunea acesteia, o parte din metal se topește și este expulzată sub forma unor picături din canalul tăieturii (lungimea l_3).

Din cele arătate reiese că acțiunea termică a arcului de plasmă nu se limitează numai la topirea metalului pe seama degajării de căldură în zona petei anodice, așa cum se întîmplă la tăierea cu electrozi sau prin procedeul arc-aer. In cazul tăierii termice cu arc de plasmă, tăierea are loc în afară de acțiunea petei anodice și datorită coloanei arcului și a jetului de plasmă care se formează în canalul tăieturii.

2. Existența celor trei zone s-a confirmat și experimental prin executarea unor filmări rapide (1500 cadre/sec) efectuate la Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R. S. România, cu ocazia tăierii unor table de oțel crom-nichel inoxidabil.

În *figurile 2* și *3* sînt prezentate fotografiile unor asemenea filmări executate în timpul tăierii unei plăci de 30 mm grosime din oțel crom-nichel inoxidabil, folosindu-se următoarele regimuri :

— În primul caz, viteza de tăiere s-a stabilit la v=8 m/oră (*fig. 2*),

— în al doilea caz, la aceeași putere ca în primul caz (Ua=150 V, I=300 A), s-a mărit viteza de tăiere la v''=30 m/oră (*fg. 3*).

Semnificația acestor fotografii reiese din *figura 4*.

Pentru a putea cunoaște scara fotografierii s-a înclinat axa generatorului cu un unghi de 15° față de normala la suprafața piesei și s-a măsurat

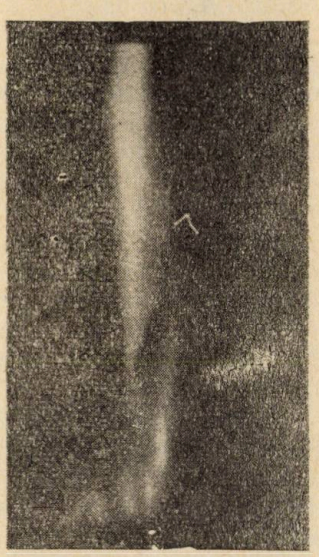


Fig. 2. Filmare rapidă asupra unui arc de plasmă de azot în timpul tăierii unei plăci din oțel Cr—Ni inoxidabil, de 30 mm grosime : tensiunea arcului Ua=150 V, curent de tăiere, I=300 A, viteză de tăiere v'=8 m/oră.

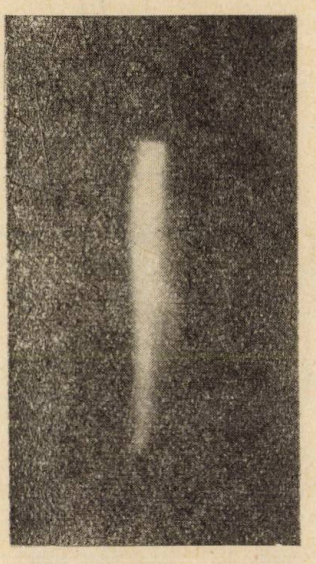


Fig. 3. Filmare rapidă asupra unui arc de plasmă de azot în timpul tăierii unei plăci din oțel Cr—Ni inoxidabil de 30 mm grosime : tensiunea arcului Ua=150 V, curent de tăiere 300 A, viteză de tăiere v''=30 m/h.

în prealabil distanța între axa ajutajului și placă. Această distanță lo s-a menținut constantă în tot timpul experimentărilor, la o valoare de 10 mm. Cunoscînd grosimea plăcii ($l_1+l_2+l_3$=30 mm) și cunoscînd pe l_0, s-a putut măsura de pe fotografii lungimea l_0+l_1, de unde a rezultat la scara fotografiei (1,5 : 1), lungimea l_1.

Concomitent cu momentul filmării s-a însemnat și poziția filmată pe placă, pentru a putea vedea urmele lăsate pe suprafețele tăiate. O asemenea

suprafață se vede în *figura 5*, redată la aceeași scară (1,5 : 1). Sensul de înaintare fiind de la dreapta spre stînga, se poate observa că la început viteza de tăiere fiind redusă ($v' = 8$ m/oră), lungimea l_1 a cuprins întreaga grosime a piesei ($l_1 = 30$ mm). Acest lucru este scos în evidență prin amprenta de culoare deschisă plasată pe partea inferioară a piesei. Prin creșterea vitezei la $v'' = 30$ m/oră, amprenta corespunzătoare coloanei arcului s-a ridicat pe partea superioară, fiind identică cu filmarea rapidă, conform *figurii 3*.

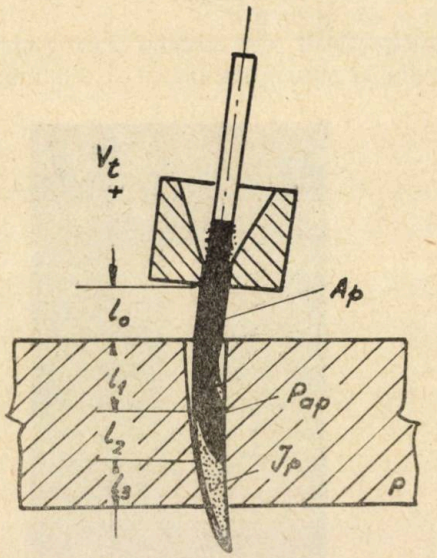


Fig. 4. Schemă de principiu corespunzătoare fotografierii din figurile 2 și 3: l_0 — lungimea liberă a coloanei arcului, l_1 — lungimea zonei tăiate de coloana arcului, l_2 — lungimea zonei corespunzătoare petei anodice, l_3 — lungimea zonei tăiate de jetul de plasmă.

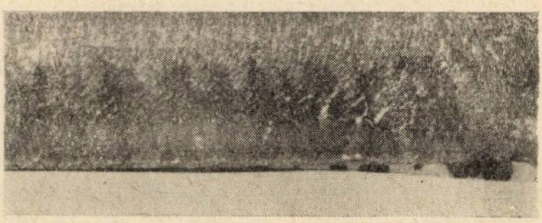


Fig. 5. Urma lăsată de coloana arcului de plasmă în timpul tăierii unei plăci de oțel Cr—Ni inoxidabil de 30 mm grosime, mărind progresiv viteza de tăiere de la $v' = 8$ m/oră (începutul din partea dreaptă) la $v'' = 30$ m/h. Distanța electrod ajutaj h=4 mm; $U = 150$ V; $I = 300$ A.

Analizînd suprafața tăiată, prezentată în *figura 5*, se poate remarca că lungimea l_1 oscilează în timpul tăierii între două valori extreme, cu o frecvență de 1,1 Hz (l_1 min = 10,5 mm, $l_{1\,max}$ = = 16 mm).

Mărindu-se în continuare viteza de tăiere, frecvența oscilațiilor a crescut, iar coloana arcului s-a abătut tot mai mult de la direcția axei generatorului și ca urmare l_1 a scăzut.

La limită, crescînd progresiv viteza de tăiere, s-a ajuns la o asemenea viteză la care placa nu s-a mai putut tăia ($v'' = 40$ m/oră). În această situație l_1 a scăzut la 4 mm. Corelația între viteza de tăiere la puteri diferite și lungimea l_1 în cazul tăierii optime pentru diferite grosimi este redată în *tabela 1*.

Din *tabela 1* se poate trage concluzia că raportul l_1/δ la tăierea oțelurilor inoxidabile în regimul optim are valori cuprinse între 0,35—0,45.

3. Interpretînd din punct de vedere fizic acest raport ne putem da seama de repartizarea puterii utile a arcului pe diferitele zone ale suprafeței tăiate,

Tabela 1

Variația raportului l_1/δ în funcție de grosimea tablei din oțel Cr-Ni inoxidabile la tăiere cu parametrii optimi

Grosimea tablei (mm)	Tensiunea arcului U_g (V)	Curent de tăiere I_t (A)	Natura gazului plasmogen	Natura gazului suplimentar	Debitul gazului plasmogen l/h	Debitul gazului suplimentar l/h	Viteza de tăiere m/oră	Lungimea l_1 (mm)	Raportul $\frac{l_1}{\delta}$	Tipul generatorului de plasmă
10	160	180	Azot	Aer	4 000	2 600	160	5	0,5	Generator de plasmă CCT-5 cu focalizare magnetică
16	180	150	Azot	Aer	4 000	2 600	120	6,5	0,405	
22,5	180	250	Azot	Aer	4 000	2 600	40	9,2	0,41	
30	180	300	Azot	Aer	4 000	2 600	30	12,2	0,4	
35	180	320	Azot	Aer	4 000	2 600	20	12,1	0,345	

Pornind de la procesele fizice ale arcului de plasmă putem constata că și lungimea totală a arcului poate fi împărțită în diferite zone, în funcție de variația cîmpului electric și deci a valorilor diferite ale căderilor de tensiune pe direcția longitudinală [4], [5]. Între repartiția acestor căderi de tensiune pe de o parte, și repartiția puterilor, respectiv a temperaturilor, pe de altă parte, există o strînsă dependență [6].

In condiții de laborator s-au măsurat căderile de tensiune pe diferite zone ale arcului [3], găsindu-se în următoarea relație față de tensiunea totală a arcului :

$$U_g = U_k + U_{kc} + U_c + U_{ca} + U_a$$

unde :

U_g = tensiunea totală a arcului,
U_k = căderea de tensiune pe pata catodică,
U_{kc} = căderea de tensiune pe porțiunea între pata catodică și coloana strangulată a arcului,
U_c = căderea de tensiune pe porțiunea strangulată a coloanei,
U_{ca} = căderea de tensiune pe porțiunea între pata anodică și coloana arcului,
U_a = căderea de tensiune pe pata anodică.

In condiții de exploatare numai tensiunea totală U_g se poate măsura, deoarece în timpul tăierii, ajutajul trebuie să fie izolat din punct de vedere electric față de coloana arcului, prin intermediul unui înveliș de gaz relativ rece [7]. Din această cauză parametrii regimului optim pot fi urmăriți numai prin măsurarea curentului de tăiere, a vitezei de tăiere și a debitului de gaz. Reproducerea parametrilor optimi pentru un anumit tip de generator,

trebuie să conducă în final la realizarea unei tăieri de o calitate corespunzătoare față de datele furnizate de către constructorul instalației respective.

Cu toate acestea, în timpul procesului de tăiere, repartizarea căderilor de tensiune pe diferite zone ale arcului poate fi perturbată, deși tensiunea totală U_g se menține practic constantă. Într-o asemenea situație calitatea tăierii poate fi compromisă.

Printre factorii cei mai importanți care pot influența repartiția căderilor de tensiune pe diferitele zone ale arcului este distanța între electrod și ajutaj. Prin mărirea acestei distanțe crește tensiunea *Ukc*, în schimb se micșorează ceilalți termeni, astfel că între anumite limite *Ug* se menține practic constantă. Un asemenea caz are loc datorită uzurii electrodului chiar în timpul procesului de tăiere. Pentru exemplificare se redă în *figura 6* o tăietură

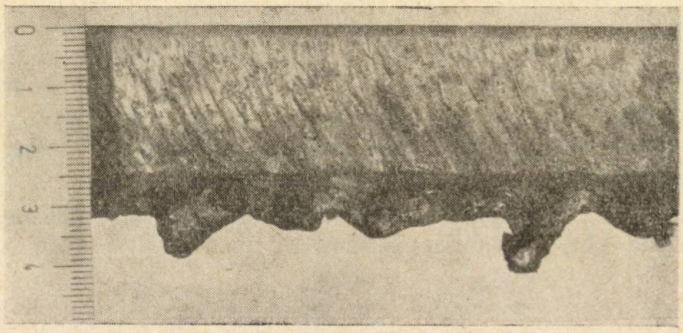


Fig. 6. Tăietură în oțel Cr—Ni inoxidabil de 30 mm grosime. Viteza de tăiere v''=30 m/oră. Distanța electrod ajutaj h=7,5 mm; Ua=150 V; I=300 A.

într-o placă de oțel crom-nichel inoxidabil, realizată la un regim identic cu cel reprezentat în *figura 5*, mărindu-se însă distanța h dintre electrod și ajutaj de la 4 mm la 7,5 mm. S-a constatat o înrăutățire a calității suprafețelor tăiate, prin creșterea gradului de neuniformitate precum și prin apariția bavurilor pe partea inferioară a fețelor tăiate. Pe de altă parte amprenta corespunzătoare lungimii l_1, respectiv raportul l_1/δ a scăzut de la 0,40 la 0,10.

Un caz identic este reprezentat și în *figurile 7 a* și *7 b*. După ce s-a stabilit regimul optim de tăiere a unor plăci din oțel inoxidabil, de 10 mm grosime (*fig. 7 a*), s-a mărit distanța h dintre electrod și ajutaj de la 4 la 7,5 mm. Drept urmare tăietura (*fig. 7 b*) s-a înrăutățit, dar și raportul l_1/δ a scăzut de la 0,50 la 0,27.

Desigur că la modificarea repartizării tensiunilor de-a lungul arcului concură foarte mulți factori ca : uzura ajutajului, compoziția chimică a amestecului gazos, distanța dintre ajutaj și placă etc.

Abaterile față de parametrii regimului optim schimbă repartiția bilanțului energetic pe diferitele zone ale suprafeței tăiate, ceea ce modifică și raportul l_1/δ.

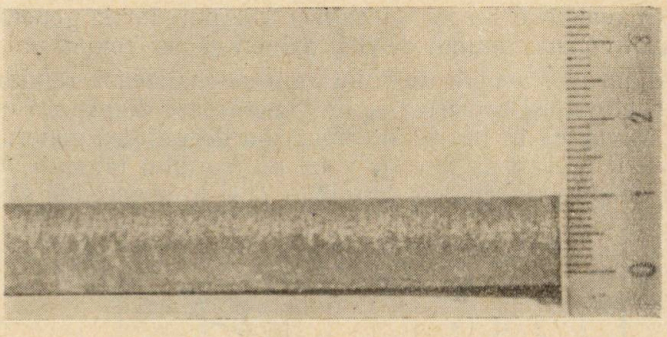


Fig. 7 a. Tăietură în oțel Cr—Ni inoxidabil de 10 mm grosime. Viteză de tăiere 150 m/oră. Distanța electrod ajutaj h=4 mm ; Ua=150 V ; I=130 A.

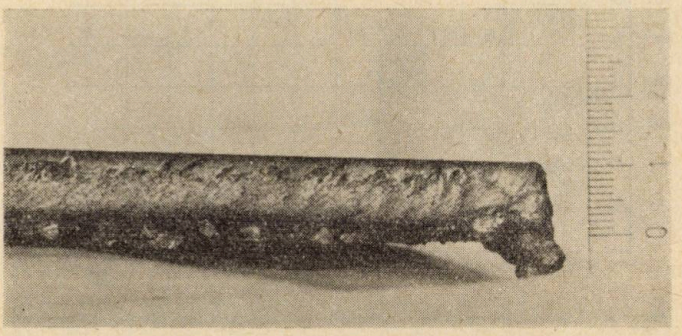


Fig. 7 b. Tăietură în oțel Cr—Ni inoxidabil de 10 mm grosime. Viteză de tăiere 150 m/oră. Distanța electrod ajutaj h=7,5 mm ; Ua=150 V ; I=130 A.

4. În ceea ce privește energia liniară pentru cîteva tipuri de generatoare de plasmă cunoscute pe plan mondial, redăm în *figura 8* variația puterii absorbite P și a vitezei de tăiere V, în funcție de grosimea plăcii δ.

În baza acestor curbe s-a calculat energia liniară W pentru generatoarele de plasmă considerate, iar variația acestei energii în funcție de grosimea plăcii s-a reprezentat în *figura 9*.

Se poate observa că din punct de vedere energetic generatorul PT-2 (S.U.A.) are performanțele cele mai bune, de la grosimi de placă care depășesc 16 mm. În domeniul 6 . . . 16 mm după cum rezultă din diagramă, generatorul CCT-5 are performanțe bune. Trebuie menționat că puterea generatorului PT-2 este de 100 kw, iar generatorul CCT-5 are o putere de numai 50 kw. În toate cazurile s-a folosit azot tehnic pur, iar la generatorul CCT-5 s-a folosit azot cu un conținut de 8% oxigen și aer comprimat.

Nu insistăm aici asupra modului cum se realizează randamentul energetic la diferitele tipuri constructive de generatoare de plasmă cunoscute din literatură. Desigur că în funcție de tipul sau de puterea generatorului, pata anodică poate fi plasată în diferite zone din canalul tăieturii. În funcție de poziția petei anodice se schimbă lungimea l_1 și în consecință și raportul l_1/δ.

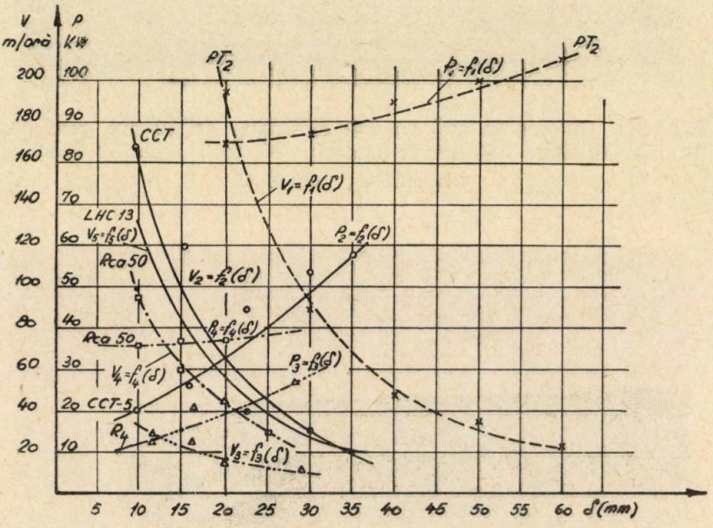


Fig. 8. Variația puterii absorbite P și a vitezei de tăiere v, în funcție de grosimea plăcii δ.

Important este faptul că pentru un anumit tip de generator, dacă regimul optim a fost stabilit, pentru a se putea reproduce acest regim, ar trebui specificat și raportul l_1/δ.

Poziția petei anodice a fost studiată și de alți cercetători [2], prin tăierea unui pachet de plăci suprapuse și izolate între ele. Măsurînd valoarea curentului prin fiecare placă s-a putut trage concluzia că pata anodică își schimbă poziția în jurul unei axe situate pe tabla din mijlocul pachetului.

Frecvența acestor oscilații a avut diferite valori, în funcție de regimurile folosite. Prin creșterea vitezei, pata anodică s-a deplasat spre partea superioară a piesei.

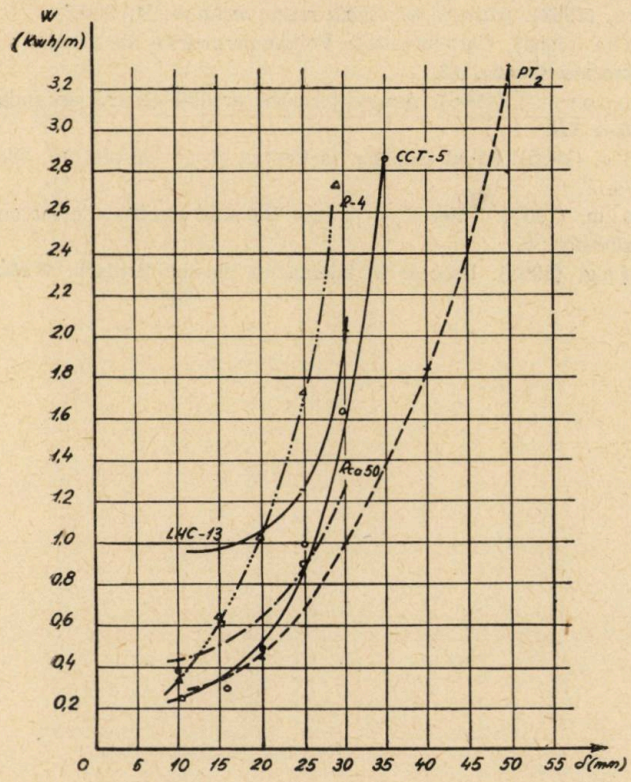


Fig. 9. Variația energiei liniare W în funcție de grosimea plăcii δ.

— LHC-13 Generator construcție RFG-Linde (40 kw),
— RCa-50 Generator Construcție RDG (50 kw),
— PT2 Generator Construcție SUA (100 kw),
— CCT-5 Generator cu focalizare magnetică construit la Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România (50 kw),
— R-4 Generator construcție RSC (40 kw).

Considerăm că verificarea experimentală pe baza filmării rapide a poziției petei anodice, cu amprenta acesteia de pe piesa tăiată, permite determinarea cu suficientă aproximație a unei valori medii pentru lungimea l_1.

Cunoașterea raportului l_1/δ pe lîngă ceilalți parametri, permite obținerea unui regim tehnologic corespunzător unei înalte calități a tăieturilor.

BIBLIOGRAFIE

1. * * * Document IIS nr. 12—189/1963.
2. KV. Vasiliev, (1963). *Gazoelectriceskaia rezca metalov.* MAȘGIZ.
3. T. G. Bîhovski, (1964). Caracteristicile VoltAmpermetrice ale arcului strangulat. *Automaticescaia svarka, 12.*
4. A. Vaș, D. Popovici, (1966). Asupra formării arcului electric secundar. *Notă IIS — Comisia XII.*
5. V. A. Gubenko, (1965). Arcul secundar la tăierea cu arc de plasmă. *Svarocinae proizdvostvo, 3.*
6. D. I. Vainboim, (1967). Tăierea cu plasmă folosind electrod de zirconiu. *Svarocinoie proizdvostvo, 8.*
7. J. A. Browning, (1963). Procese la tăierea cu plasmă Britisch. *Welding Journal, 9.*

CERCETĂRI ASUPRA TENDINȚEI SPRE FISURARE ÎN INTERVALUL EFECTIV DE CRISTALIZARE A METALULUI DE ADAOS LA SUDARE

O. SCHEGERIN

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Cu instalația automatizată CCT pentru studiul tendinței spre fisurare în intervalul efectiv de cristalizare s-au stabilit curbele de fragilizare la cald a cinci sorturi de electrozi de sudare precum și a altor oțeluri. Încercările asupra tendinței spre fisurare la cald au permis compararea rezultatelor obținute, cu influența elementelor S, Mn și C precum și a raportului Mn/S la un conținut de carbon constant sau cea a carbonului la un raport Mn/S constant. Microfotografiile scot în evidență caracterul intercristalin al fisurilor formate la temperaturi înalte. De asemenea se arată cu microfotografii influența cuantumului de impurități din metal asupra tendinței spre fisurare.

1. În procesul de sudare, metalul în cursul cristalizării se află sub acțiunea unor tensiuni care iau naștere în îmbinarea sudată supusă, pe ansamblu, unor cicluri termice.

Partea topită a cusăturii se solidifică cu viteză mare, componentele eutectice concentrîndu-se la marginea cristalelor, păstrîndu-și starea lichidă încă dedesubtul temperaturii de solidificare, a aliajului. Componentele eutectice sînt formate din diferitele combinații ale impurităților inerente pe care le conține aliajul. Astfel, intervalul efectiv de cristalizare (I.E.C.), poate să se extindă și dedesubtul liniei solidus, determinat cu un aliaj pur și cu răcire lentă. Din aceste motive, în literatură putem găsi noțiunea de fisurare în intervalul efectiv de cristalizare și sub denumirea de fisurare la cald, fisurare la temperaturi înalte, fragilitate la roșu etc.

2. Studiul tendinței spre fisurare în intervalul efectiv de cristalizare se bazează pe reproducerea cît mai fidelă a fenomenelor cauzale. Astfel, la cercetarea unui aliaj sau oțel, încercările trebuie făcute într-o gamă largă de

temperaturi, corespunzătoare I.E.C. și într-o gamă largă de tensiuni, corespunzătoare domeniului. De asemenea, viteza de răcire a sudurii implică și o viteză de deformare la încercări, corespunzătoare. În acest sens. în cadrul Secției de sudură a Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academie R. S. România, s-a conceput o instalație automatizată, pentru studiul tendinței spre fisurare în I.E.C. a metalelor și a aliajelor.

Această instalație ne permite să stabilim curba tendinței spre fisurare în intervalul efectiv de cristalizare, pentru diferite metale, sau aliaje. Criteriul de apreciere al rezultatului obținut în urma unei încercări are un caracter relativ. Aprecierea rezultatului se face prin compararea cu rezultatele obținute la alte materiale similare. Printre preocupările de viitor figurează și obținerea unui criteriu absolut de apreciere a tendinței spre fisurare în intervalul efectiv de cristalizare. Desigur, ipotezele unui asemenea criteriu trebuie stabilite și verificate pe un număr mare de încercări.

3. În cele ce urmează vom arăta rezultatele obținute la încercarea diferitelor metale de adaos provenite din depunere cu cinci tipuri de electrozi de sudare, din care patru elaborați la Uzina industria sîrmei-Cîmpia Turzii (U.I.S.C.T.). Încercările au fost făcute cu o viteză de deformare constantă ($v = 0{,}615$ mm/s). Curbele de încălzire $v = f(t)$ corespund temperaturilor exterioare la mijlocul epruvetei.

În *figura 1* se reprezintă curba tendinței spre fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare EL 50 B (U.I.S.C.T). Pentru temperaturile de 1360—1370° nu s-a obținut nici o epruvetă fisurată, chiar și cu deformări mai mari de 0,8 mm. La temperaturi de 1420—1430 °C fisurarea se produce numai la o deformare mai mare de 0,15 mm. Sub această valoare epruvetele rămîn nefisurate. În concluzie, putem admite pentru acest material o deformație de 0,15 mm la 1425 °C, fără pericol de fisurare.

În *figura 2* s-a reprezentat tendința spre fisurare la cald în cazul electrodului de sudare EL 44 TM (U.I.S.C.T.). În acest caz temperatura 1370 °C nu mai reprezintă limita superioară a zonei fără fisuri pentru deformări peste 0,8 mm. La temperatura de 1430 °C, materialul rezistă fără fisuri numai pînă la deformații de 0,1 mm. Pentru o deformație de 0,15 mm, epruveta fisurează, respectiv se rupe. Acest material am putea să-l caracterizăm la rezistența spre fisurare la cald printr-o deformare maximă de 0,12 mm la 1430 °C.

Curba tendinței spre fisurare la cald pentru electrodul EL 44 T (U.I.S.C.T) Böhler Fox S P E este reprezentată în *figura 3*. Partea inferioară a curbei

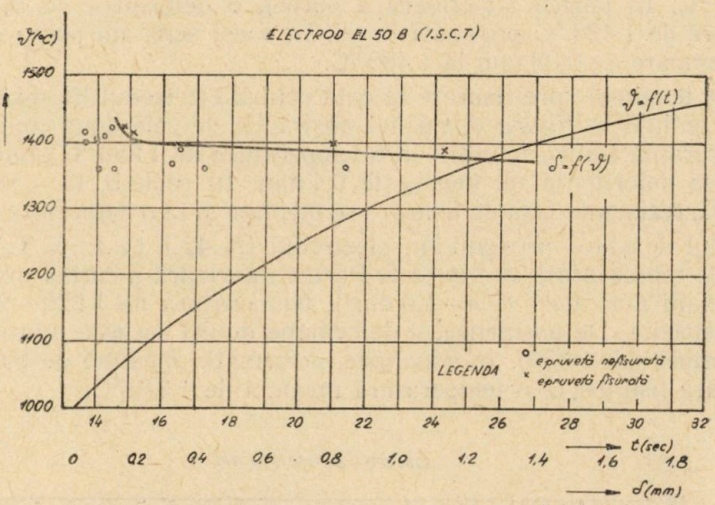


Fig. 1. Curba tendinței spre fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare EL 50B (UISCT).

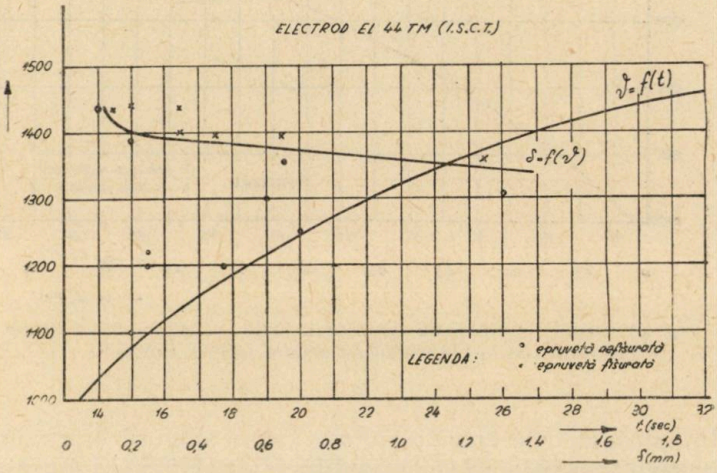


Fig. 2. Curba tendinței de fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare EL44TM.

este ceva mai jos plasată decît la primele două încercări. O deformație de 0,8 mm a epruvetei se poate face fără pericol de fisurare, la o temperatură sub 1 350 °C. În partea superioară a curbei, o deformare de 0,1 mm la o temperatură de 1 420 °C provoacă fisuri. În acest sens am putea admite numai o deformare de 0,08 mm la 1 400 °C.

Curba tendinței spre fisurare la cald pentru electrodul EL 44 T (UISCT) este reprezentată în *figura 4*. Făcînd abstracție de cele două puncte de dispersie, siguranța contra fisurării la o temperatură de 1 350 °C poate să existe numai dacă deformația nu depășește 0,4 mm. În schimb, la o temperatură de 1 420 °C, rezistența față de fisurare se menține și la o deformare de 0,1 mm.

Metalul de adaos provenit din electrodul EL 42 A (U.I.S.C.T.) are curba de fisurație reprezentată în *figura 5*. Partea inferioară a curbei arată că pentru deformații mai mari (0,4—1,0 mm), temperatura de 1 220—2 140 °C nu poate fi depășită. De asemenea, o deformație de 0,1 nu este admisibilă decît la temperaturi sub 1 350°. În concluzie, deformația maximă de 0,07 mm este posibilă fără fisurări la o temperatură maximă de 1 375 °C.

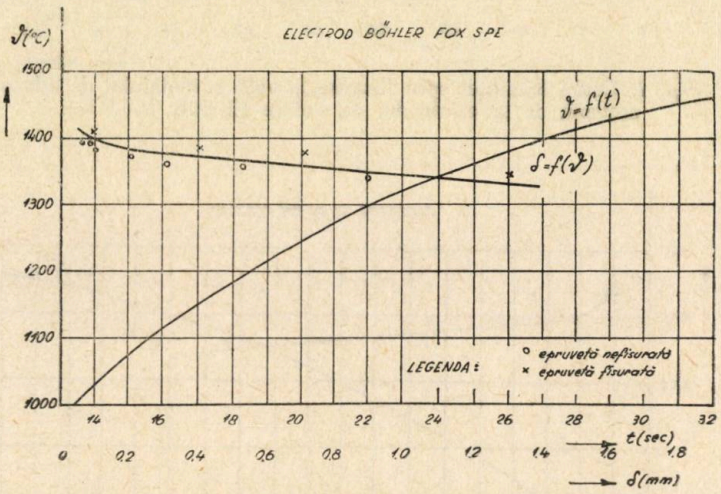


Fig. 3. Curba tendinței de fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare Böhler Fox SPE.

3.1. Introducînd cele cinci rezultate într-o singură diagramă (*fig. 6*), obținem în primă concluzie că electrodul EL 50 B (U.I.S.C.T.) are cea mai bună rezistență la fisurare la cald, adică prezintă cea mai mică sensibilitate față de temperatură și deformare. În ordine descrescîndă urmează electrozii EL 44 TM, Böhler Fox SPE, EL 44 T și EL 42 A. Compararea cea mai dificilă ar fi între calitatea electrozilor Böhler Fox SPE și a electrozilor EL 44 T, unde de fapt există o interpătrundere a celor două curbe. Din aceste consi-

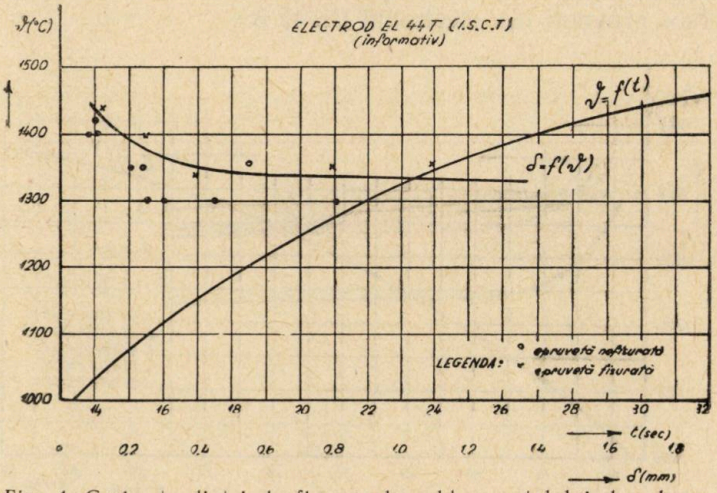


Fig. 4. Curba tendinței de fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare EL44T.

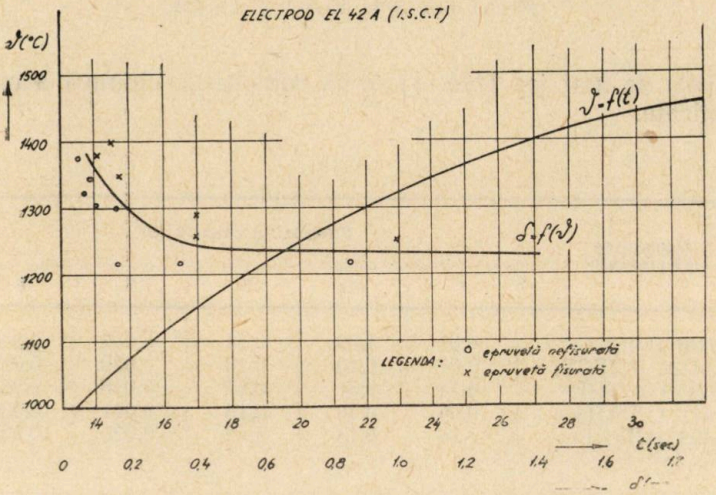


Fig. 5. Curba tendinței de fisurare la cald a metalului de adaos provenit de la electrodul de sudare EL42A.

derente, vom putea aprecia calitativ cele două feluri de electrozi ca asemănătoare. Calitatea cea mai slabă, din acest set de cinci electrozi, o are metalul de adaos provenit din electrodul EL 42 A.

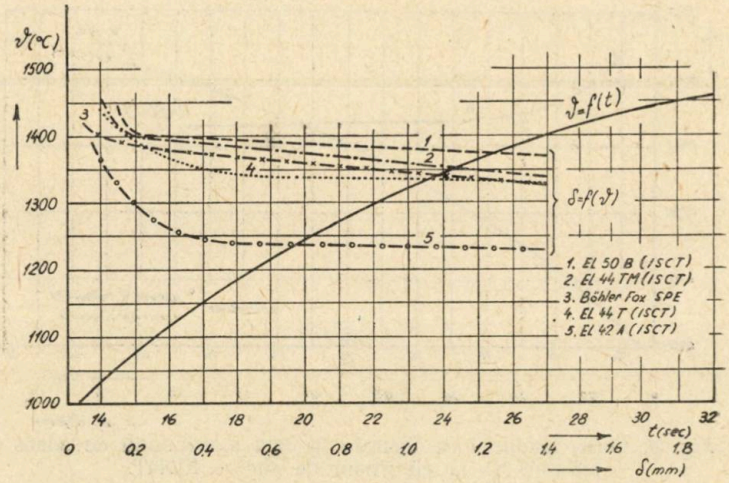


Fig. 6. Curbele de fisurare a electrozilor de sudare EL50B, EL44TM, Böhler Fox SPE, EL44T și EL42A.

În tabela de mai jos (*tab. 1*) se dă compoziția chimică a metalelor de adaos analizate.

Tabela 1

Nr. crt.	Denumirea electrodului	Compoziția chimică (%)					Raportul Mn % / S %
		C	Mn	Si	S	P	
1	EL50B (UISCT)	0,05	1,09	0,61	0,015	0,047	73
2	EL44TM (UISCT)	0,07	0,40	0,16	0,020	0,034	20
3	Böhler Fox SPE	0,14	0,31	0,17	0,016	0,034	19,4
4	EL44T (UISCT)	0,06	0,38	0,15	0,021	0,034	18,1
5	EL42A (UISCT)	0,10	0,13	0,12	0,020	0,030	9,5

Din ultima coloană a *tabelei 1* reiese semnificativ importanța raportului dintre conținutul de Mn și S. Ea confirmă rezultatele experimentale obținute, cu toate că și celelalte elemente în ordine C, P și Si pot avea și ele o influență asupra tendinței spre fisurare la cald.

Pentru a putea lua în considerare și influența carbonului, ne vom folosi de o diagramă cunoscută din literatură [1], [14], [45] dar extrapolată și

pentru valori sub 0,4% Mn (*fig. 7*). In acest sens putem face următoarea clasificare și apreciere conform *tabelei 2*.

Tabela 2

Nr. crt.	Denumirea electrodului	Situat în zona		Observbții
		Fără fisuri	Cu fisuri	
1	EL50B	Da	—	Situație valabilă pînă la 0,16% C
2	EL44TM	Da	—	Situație valabilă pînă la 0,15% C
3	Böhler Fox SPE	Da	—	Conținutul de C nu mai poate fi depășit
4	EL44T	Da	—	Idem ca la nr. 2
5	EL42A	Da	Da	Conținutul de S ar trebui micșorat sau conținutul de Mn mărit

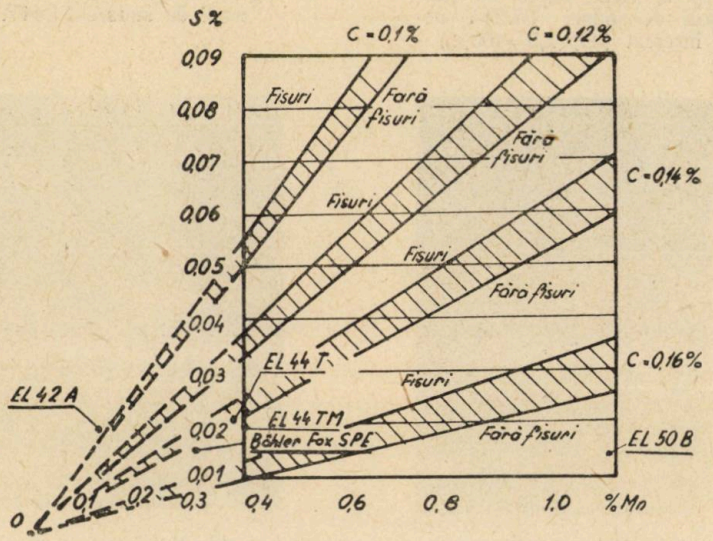


Fig. 7. Zonele de fisuri și lipsă de fisuri la oțeluri cu carbon în funcție de conținutul lor în C, Mn și S.

3.2. Observațiile făcute la microscop asupra metalului depus cu acești electrozi de sudare, comportarea epruvetelor în timpul încercării precum și macrostructura rupturilor ne furnizează date suplimentare pentru aprecierea comportării spre fisurare la cald.

Pentru observații la microscop asupra metalului depus s-au pregătit probe șlefuite și polizate fără atac. Astfel se pot recunoaște mai ușor defectele de material ca impurități și incluziuni nemetalice.

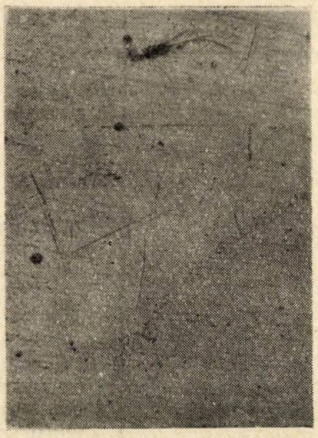


Fig. 8. Metal depus cu electrozi de sudare EL24A neîncercat (40×2,5=100×)

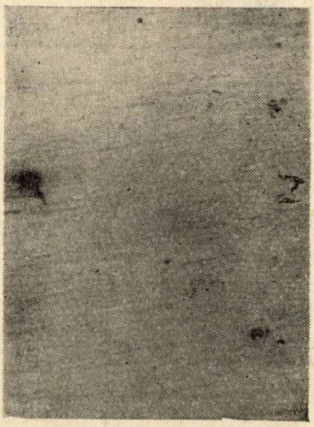


Fig. 9. Metal depus cu electrozi de sudare EL44T.

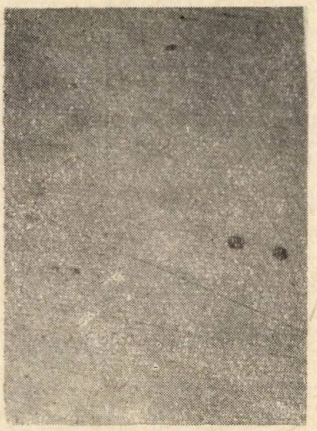


Fig. 10. Metal depus cu electrozi de sudare Böhler Fox SPE.

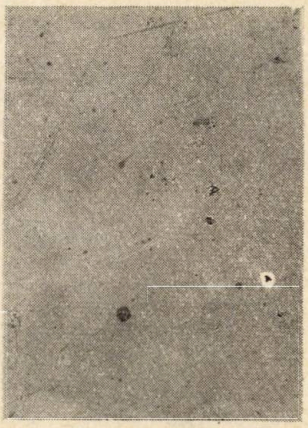


Fig. 11. Metal depus cu electrozi de sudare EL50B.

In *figurile 8, 9, 10* și *11* s-au reprezentat probe neatacate din metalul depus cu electrozii de sudare EL 42 A, EL 44 T, Böhler Fox SPE respectiv EL 50 B.

Incluziunile metalice și porii sînt relativ rari, mai dese la electrodul EL 42 A și răspîndite destul de uniform. Mărimea porilor și a incluziunilor este diferită, cele mai mari fiind la electrodul EL 42 A, avînd circa 0,04 mm diametru.

Comparînd aceste fotografi cu cele făcute asupra unor oțeluri laminate *figura 12* tablă OL 38 (culeu 48532), *figura 13* tablă OLC 45 (culeu 5723),

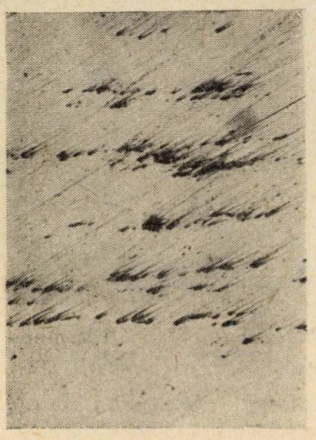


Fig. 12. Tablă OL38 (culeu 48532) neîncercată (40×2,5= =100x).

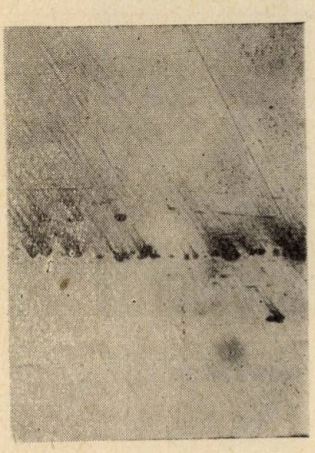


Fig. 13. Tablă OLC 45, neîncercată (40×2,5=100 x).

figura 14 oțel de șină și *figura 15* oțel beton PC90 (ϕ16), putem constata următoarele : metalul depus cu electrozi de sudare este în general mai pur și mai sărac în incluziuni nemetalice ca oțelurile obișnuite, excepție făcînd electrodul EL 42 A. Explicația celor de mai sus este modul mai îngrijit cu care s-au elaborat oțelurile pentru electrozi de sudare și calitatea cu care au fost executate depunerile de metal. În gama electrozilor, EL 42 A avînd un înveliș acid pe bază de SiO_2 a provocat mai mulți oxizi și incluziuni nemetalice în baia topită a cusăturii decît ceilalți electrozi titanici sau bazici. Din gama oțelurilor laminate, spre comparare, oțelul de șină este cel mai pur.

3.3. În timpul încercărilor, electrodul EL 44 T a prezentat tendință mai pronunțată de ardere la temperaturi înalte. Această observație este ilustrată prin *figura, 16* unde o epruvetă din metal depus EL 44 T a ars formînd o cavernă de dimensiuni remarcabile, încă în perioada de încălzire (mărire 12 ×). Temperatura maximă de încălzire a epruvetei, măsurată din exterior, a fost de 1 385 °C.

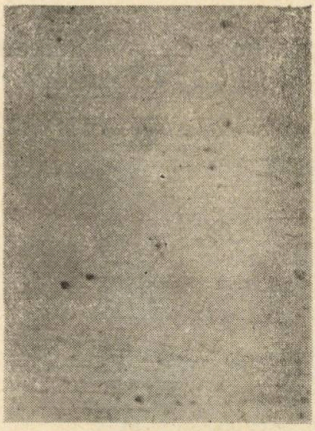


Fig. 14. Șină P.K.P. neîncercată (40×2,5=100 x).

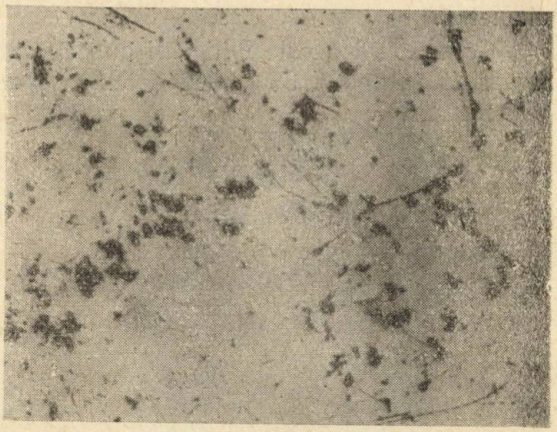


Fig. 15. Oțel beton PC90 (ϕ 16 mm) neîncercat (40×2,5=100 x).

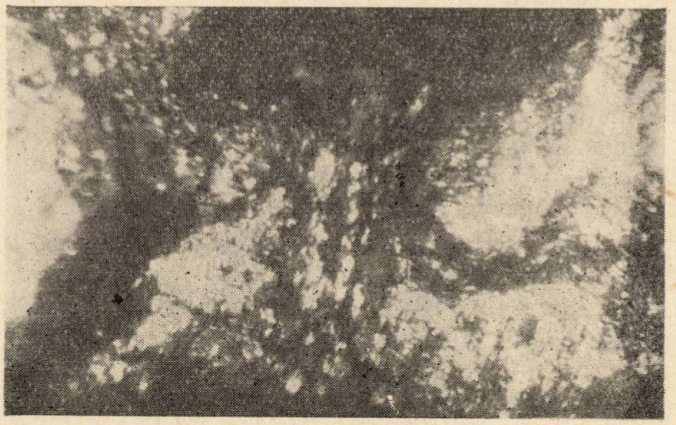


Fig. 16. Epruvetă din metal depus EL44T cu arsuri după încercare (12x).

Expulzări de metal topit, în timpul încercării, pot să se formeze și din interiorul epruvetei. În aceste cazuri metalul topit expulzat nu mai are caracterul de arsură, nefiind în contact direct cu aerul. Suprafața golurilor este netedă-mată, în contrast cu restul suprafeței de ruptură cu caracter matcristalin. În *figura 17* se reprezintă fenomenul pentru o epruvetă provenită din metal depus cu electrod EL 44 T încălzit la 1 405 °C, iar în *figurile 18* și

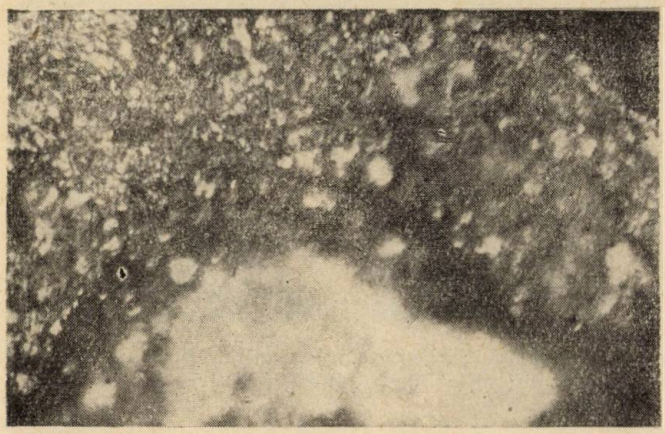


Fig. 17. Ruptură din epruvetă din metal depus EL44T cu cavernă formată din metal topit expulzat (10 x), încercarea s-a făcut la ϑ_{ext}=1405 °C

19 la cîte o epruvetă din metal depus cu electrod EL 44 TM încălzit la 1 445 °C respectiv la 1 405 °C.

Macrostructura secțiunilor rupte a epruvetelor apare întotdeauna cu un aspect fragil-intercristalin.

În macrostructura din *figura 20* (mărire 20×) se prezintă ruptura fragilă a epruvetei din metal depus cu electrod EL 42 A, temperatura de încercare fiind de 1 310 °C, cu o alungire de 0,42 mm.

În *figura 21* este arătată secțiunea rupturii din același material (EL 42 A), încercat la 1400 °C și cu o alungire de 1,00 mm. De data aceasta au apărut caverne și fisuri în centrul epruvetei. De remarcat este un fenomen care s-a produs la încercarea unei epruvete din metal depus din electrod EL 44 TM, la temperatura de 1 400 °C și cu o deformare de 0,46 mm (*fig. 22*). Aici, pe lîngă filmul eutectoidal s-au topit și marginile cristalelor, dînd rupturii un aspect mat dar mai puțin cristalin. Ruptura s-a produs fragil, pe toată secțiunea.

4. Instalația pentru determinarea tendinței spre fisurare, în intervalul efectiv de cristalizare, a fost folosită și pentru încercarea unor tipuri de oțeluri de șină și oțel beton necesare unor studii efectuate în cadrul secției de

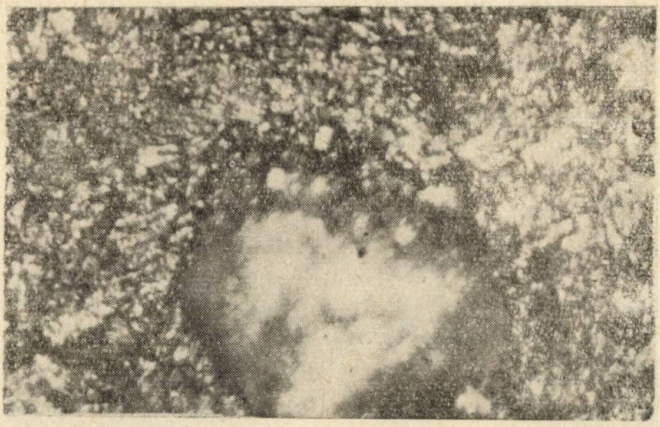


Fig. 18. Ruptură din epruvetă din metal depus cu cavernă formată din metal topit expulzat (20 x) ϑ_{ext}=1 445 °C.

Fig. 19. Ruptură din epruvetă din metal depus cu cavernă formată din metal topit ϑ_{ext}=1 405 °C (20 x)

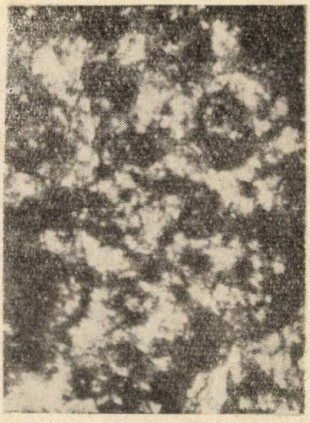


Fig. 20. Ruptură fragilă din metal depus EL42A, ϑ_{ext} — =1 310 °C, ϑ =0,42 mm (20 x).

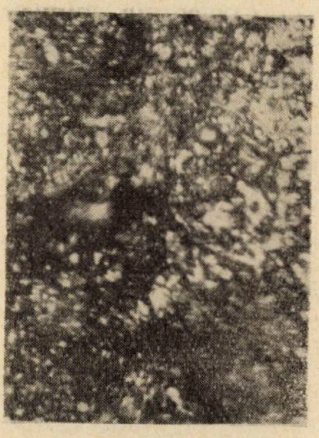


Fig. 21. Ruptură fragilă din metal depus EL42A, ϑ_{ext} = =1 400 °C, δ=1,00 mm (20 x).

Fig. 22. Ruptură fragilă cu topirea cristalelor marginale, EL44TM, ϑ_{ext}=1 400 °C, δ= =0,46 mm (20 x).

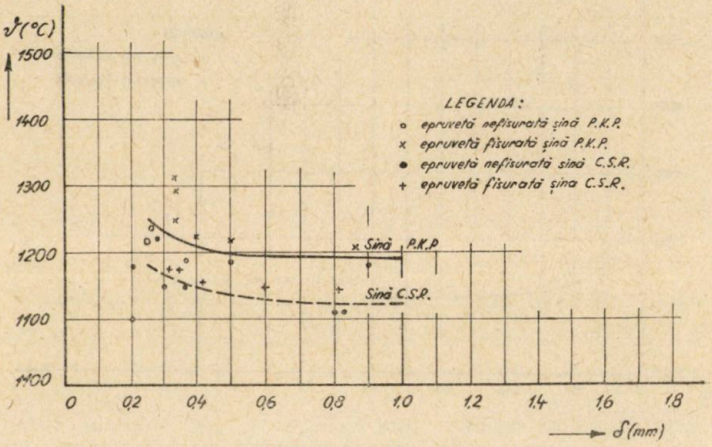


Fig. 23. Curba tendinței spre fisurare la cald a oțelurilor de șină C. S. Reșița și P. K. P. (Polonia).

sudură precum și pentru diferite table din oțel obșnuit provenite de la Combinatul siderurgic-Reșița.

În diagrama *figurii 23* s-a trasat curba de fisurare a oțelului de șină C.S.R. și a oțelului de șină P.K.P. (Polonia). Compoziția chimică a celor două oțeluri este dată în *tabela 3.*

Tabela 3

Nr. crt.	Oțel de șină	Compoziția chimică %					Raportul Mn%
		C	Mn	Si	S	P	S%
1	C.S.R.	0,6	0,75	0,28—36	0,031	—	23,6
2	P.K.P.	0,52	0,96	0,15	0,023	0,055	41,7

Curba de fisurare a oțelului PC 90 este reprezentată în *figura 24* și reflectă sensibilitatea pronunțată a acestui oțel spre fragilitate la roșu, curba fiind amplasată mai jos decît la oțelurile studiate pînă acum. Impuritățile din material, ilustrate prin *figura 15* și compoziția chimică : 0,68% C, 1,57% Mn, 1,03% Si, 0,014% S și 0,024% P, au contribuit de asemenea la diminuarea calității.

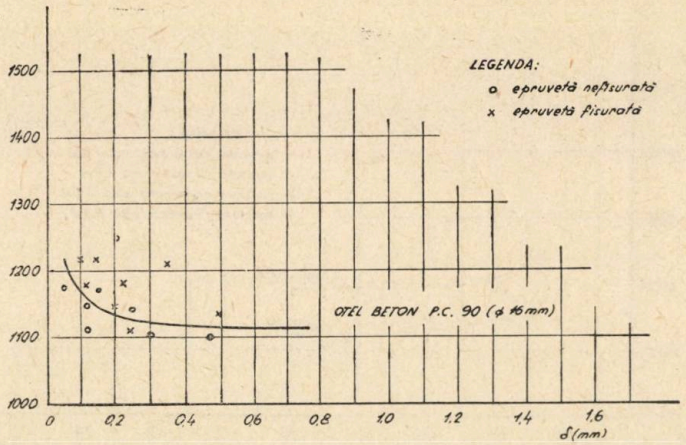


Fig. 24. Curba tendinței spre fisurare la cald a oțelului beton P.C. 90 (ϕ 16 mm)

Amintim succint și rezultatele obținute la încercarea oțelurilor obișnuite din table OL 38 (culeu 48 532), OL 38 (culeu 24 503) și OLC 45 (culeu 5 723).

Tabela 4

Nr. crt.	Denumirea oțelului	Compoziția chimică %						Raportul %
		C	Mn	Si	S	P	Cu	Mn % / S %
1	OL38 (culeu 48532)	0,17	0,37	—	0,016	0,038	—	23,1
2	OL38 (culeu 24503)	0,21	0,45	—	0,016	0,020	—	28,1
3	OLC45 (culeu 5723)	0,42	0,	0,31	0,017	0,026	0,20	38,8

Compoziția chimică este redată în *tabela 4*. Cum era de așteptat, oțelul OLC 45 a prezentat o rezistență spre fisurare la cald mai bună. Cele două oțeluri OL 38 nu s-au comportat însă la fel. Culeul 24 503 a fisurat mai puțin la temperaturi înalte decît culeul 48 532. Una din explicațiile posibile ar fi următoarea : în diagrama *figurii 7*, ambele culee sînt situate în zona cu fisuri, chiar dacă conținutul de carbon ar fi fost numai 0,16%.

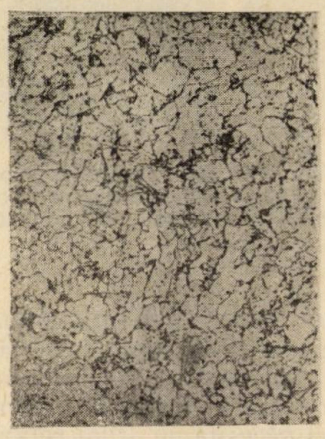


Fig. 25. Structura metaluiui depus cu electrod EL44T, Atac nital 1% (40×2,5=100)

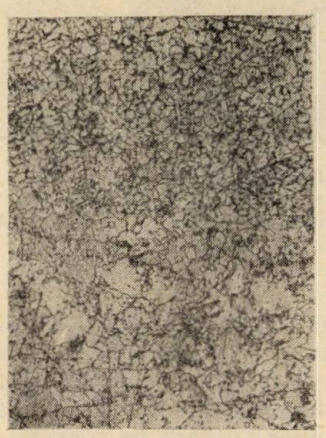


Fig. 26. Structura metalului depus cu electrod EL44T, cu zone între straturi.

Conținutul de sulf fiind același la ambele culee, calitatea relativă între cele două culee a fost determinată de conținutul de mangan.

5. Metalul înainte de încercare, adică epruveta înainte de încălzire, are o structură normală de laminare sau turnare. În *figurile 25* și *26* am reprezentat structura metalului depus cu electrozii de sudare EL 44 T, folosind

un atac cu 1% nital. În *figura 26* se pot distinge două zone diferite : o zonă cu cristale mai mari şi una cu cristale mai fine. Ele provin de la modul de sudare a probelor, adică din încălzirea şi răcirea neuniformă a straturilor de sudură suprapuse.

După încercare, structura devine aproape aceeaşi pentru fiecare oţel (*fig. 27*). Metalul încălzit la temperaturi înalte, între solidus şi lichidus, suferă o răcire rapidă. Cristalele nu au timp să crească şi să formeze hotare intercristaline bine conturate. Apare structura caracteristică Widmannstätten.

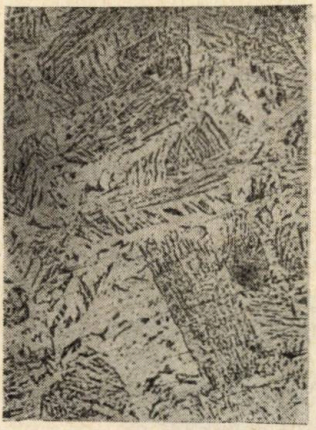


Fig. 27. Structura Widmannstätten a epruvetei încercate la temperaturi înalte (40×2,5=100 x).

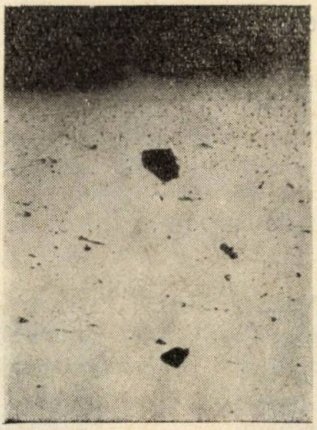


Fig. 28. Microporozităţi la marginea epruvetelor încercate (40×2,5=100 x).

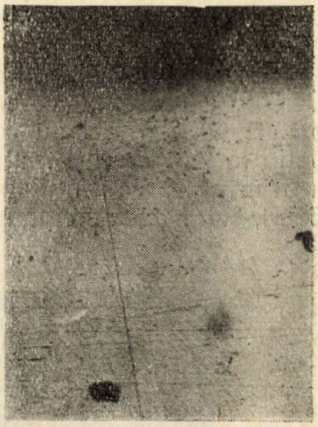


Fig. 29. Microporozităţi la marginea epruvetelor încercate (40×2,5=100 x).

Probele şlefuite şi polizate dar neatacate, scot în evidenţă un alt fenomen comun : micro-degajări mai dese către marginea epruvetelor şi centre mai mari către interior (*fig. 28* şi *29*). Acest fenomen apare ca o consecinţă a dezechilibrului dintre forţele, respectiv presiunile interne şi externe. Gazele care apar aproape de suprafaţa epruvetei necesită un drum relativ scurt pentru a putea evada prin zona intercristalină. Spre interiorul epruvetei, temperatura este mai ridicată şi putem avea şi topitură. Gazele formate sînt mai uşor dizolvate de metalul semitopit sau topit. De asemenea presiunea gazelor nu este suficient de mare pentru a putea învinge rezistenţa masei intercristaline pînă la suprafaţa epruvetei şi astfel gazele din interior caută să se concentreze în goluri mai mari, eventual existente parţial dinaintea încercării.

În afară de epruvetele rupte sau cu fisuri macroscopice, este necesar a se cerceta şi acele epruvete aparent bune, dar care pot să prezinte diferite defecte, dintre care microfisurile şi distrugerile locale ale grăunţelor sînt cele mai frecvente.

In *figurile 30, 31* și *32* se arată diferite tipuri de microfisuri pe un fond neatacat. La aceste figuri am urmărit să scoatem în evidență microfisurile și de aceea am renunțat la un atac pentru evidențierea structurii. Totuși și fără cunoașterea structurii, fisurile apar net intercristalinice.

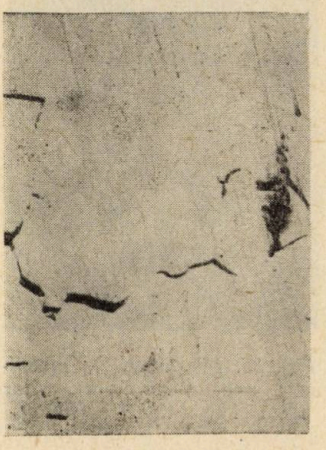


Fig. 30. Microfisuri intercristaline (40×2,5=100 x).

Fig. 31. Microfisuri intercristaline (40×2,5=100 x).

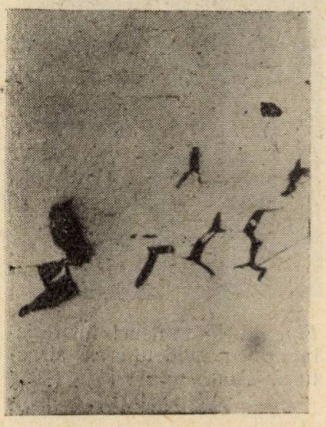


Fig. 32. Microfisuri intercristaline (40×2,5=100 x).

Figurile 33, 34 și *35* scot în evidență și structura metalului unde s-au produs aceste fisuri intercristaline. *Figura 35* provine de la marginea unei macrofisuri. La marginea macrofisurii apar microfisuri cu tendință de a se smulge împreună cu porțiuni mai voluminoase din material. Inainte de a se produce macrofisura s-au produs o serie de microfisuri. Macrofisura s-a propagat prin microfisurile cele mai favorabil așezate, prin secțiunea de minimă rezistență. Vîrful nerupt din material, (*fig. 35*), ne indică și o oarecare plasticitate a materialului prin porțiunea rămasă nefisurată.

In *figurile 36, 37, 38, 39* și *40* am reprezentat cîteva cazuri de începuturi de distrugeri locale ale grăunțelor, distrugeri mai pronunțate și distrugeri atingînd destrămarea materialului. Mai trebuie observat că și în cazurile de distrugere pronunțată se menține carcterul intercristalin.

6. Tendința spre fisurare în I.E.C. a celor cinci sorturi de electrozi de sudare a fost determinată cu instalația C.C.T. și prezentată în această lucrare. Din compararea curbelor de fisurare s-a constatat că din punctul de vedere al fisurării la cald, calitatea electrozilor de sudare EL 50 B este cea

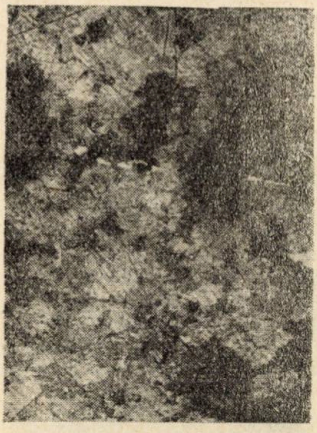


Fig. 33. Microfisuri intercristaline cu evidențierea structurii. Atac nital 1% (40× ×2,5=100 x).

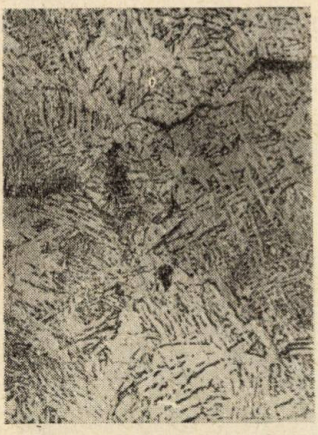


Fig. 34. Microfisuri intercristaline cu evidențierea structurii. Atac nital 1% (40× ×2,5=100 x).

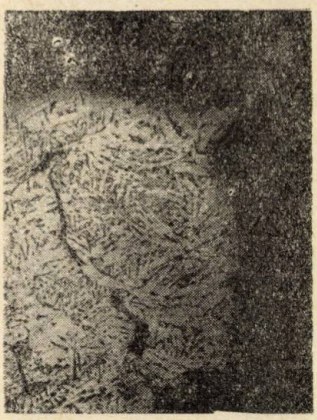


Fig. 35. Microfisuri la marginea unei macrofisuri. Atac nital 1% (40×3,5=100 x).

Fig. 36. Microfisuri intercristaline cu începuturi de distrugeri locale a grăunților (40×2,5=100 x).

Fig. 37. Începuturi de distrugeri locale a grăunților prin formarea de caverne (40×2,5=100 x).

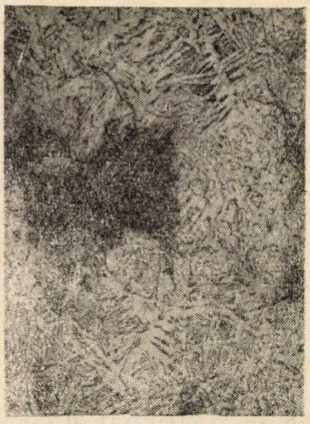


Fig. 38. Începuturi de distrugeri locale a grăunților prin formare de caverne cu atac nital 1%.

mai bună. Electrozii de sudare tip acid EL 42 A sînt de calitatea cea mai slabă. Între aceste două limite se plasează electrozii de sudare tip titanic EL 44 TM, Böhler Fox SPE și EL 44 T. Calitatea electrodului EL 44 TM este mai apropiată de cea a electrodului EL 50 B.

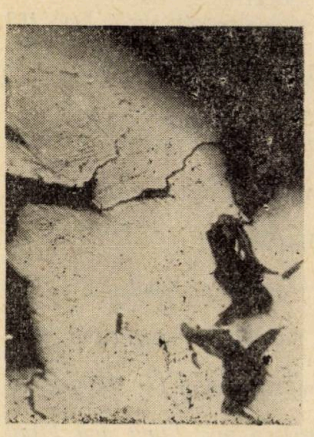


Fig. 39. Microfisuri cu distrugeri locale mai grave (40× ×2,5=100%).

Fig. 40. Microfisuri căscate, distrugeri locale grave cu destrămarea grăunților (40×2,5=100%).

Oțelurile laminate au avut în general o tendință spre fisurare la cald mai pronunțată decît electrozii de sudare studiați în această lucrare. Cauzele principale ale acestei diferențieri sînt compoziția chimică și modul de elaborare a produselor.

BIBLIOGRAFIE

1. Tr. Sălăgean, (1963). *Fenomene fizice și metalurgice la sudarea cu arcul electric a oțelurilor.* Ed. Academiei RPR.
2. V. Wella (1954). *Bazele practice ale metalografiei oțelului.* Ed. tehnică.
3. G. A. Nikolaev, (1955). *Construcții sudate.* Ed. tehnică.
4. C. Mikloși, (1936). *Procedeele industriale de sudură.* Institutul Român de Energie, București.
5. N. N. Prohorov, (1962). Rezistența tehnologică a metalelor în procesul de cristalizare care are loc la sudare. *Sudura,* IDT, *8.*
6. M. H. Șorșorov, (1964). Metodî kolicestvonoi oțenki aporotivliaemosti metalla șvov i okoloșovici zonî obrazovaniiu goriacih treșin. *Avtomaticeskaia svarka, 12.*
7. H. Granjon, (1963). Informations sur les essais de fissuration. Le soudage dans le monde. *Editat de IIW-IIS, 2.*
8. N. N. Șorșorov, I. A. Arutionova, (1964). Kolicesstvenaia proba dlia opredelniia tehnologiceskoi proinosti metallov v proțisse kristallizații. *Avtomaticeskaia svarka, 7.*
9. V. S. Gavriliuk, (1961). Determinarea plasticității cusăturilor sudate în timpul cristalizării acesteia. *Sudura,* IDT, *10.*

10. A. V. Russian, A. A. Saharov, (1964). Issledovanie usticivosti aplavov protiv obrazovaniia goriscih, treşin v oklosovici zone. *Avtomaticeskaia svarka.*
11. V. M. Zabolotoskii, (1965). Plasticeskie svoistva splavov v temperaturom intervale brulkosti pri krsitallizaţii v proţesse svarki. *Svarocinoie pro izvodstvo.*
12. G. A. von Reumont, (1961). Schweisseignung und Schweissprüfung von Werkstoffen. *Gesellschaft für Arbeitetechnik,* M. B. H. Essen.
13. H. V. Huxley, (1963). Phosphorus and the weldability of high strength snect. *Doc. IIS.* IX—350—63.
14. G. J. Pogodin-Alexejew, (1959). *Theorie des Schweissprozesses.* VEB. Verlag Technik Berlin.
15. C. Mikloşi şi colaboratorii, (1965). *Sudarea metalelor.* Ed. tehnică.
16. H. Voch şi colaboratorii, (1961). *Handbuch der Schweisstechnologie. Lichtbogenschweissen DVS.* Düsseldorf.
17. N. F. Laşko, S. V. Laşko, (1963). *Nekotorîe problemî svarivaenosti metalov.* Maşghiz.
18. N. N. Prohorov, (1963). *Goriscie treşinî pri svarke.* Maşghiz.
19. * * * (1962). *Fehler im Schweissgut.* DVS. Düsseldorf.
20. F. Erdmann-Jesnitzer, (1951). *Werkstoff und Schweissung.* Akademie Verlag Berlin, Bd. I, Bd. II (1954), Bd. III (1959).
21. O. H. Henry, G. E. Claussen, (1949). *Welding Metallurgy.* American Welding Society.
22. K. Tewes, (1948). *Stahl und Eisen beim Schweissen.* Vulkan Verlag Dr. W. Classen, Essen.
23. H. Lueb, (1961). *Kleine Werkstoffkunde für das Schweissen von Stahl und Eisen.* DVS Düsseldorf.
24. R. Malisius, (1960). *Schrumpfungen, Spannungen und Risse beim Schweissen.* DVS Düsseldorf.
25. Vl. Popovici şi Tr. Sălăgean, (1965). *Automatizarea proceselor tehnologice ale sudării.* E.D.P.-Bucureşti.
26. H. Koch, (1961). *Handbuch der Schweisstechnologie-Lichtbogenschweissen.* DVS Düsseldorf.
27. G. Herden, (1960). *Schweiss und Schneidttechnik.* VEB Carl Marhold Verlag. Halle (Saale).
28. E. H. Klöppel, Bierett, (1962). *Katalog zur Wahl der Stahlgätegruppen für geschweisste Stahlbauten DVS.* Düsseldorf.
29. I. A. Nehendzi, (1952). *Turnarea oţelului.* tr. din l. rusă. Ed. tehnică.
30. Hütte, (1947). *Manualul inginerului.* Ed. AGIR Bucureşti.
31. I. Kurovszky, (1960. Ivhegesztés. *Müszaki könyvkiado,* Budapest.
32. I. Vasile, C. Bakonyi, O. Stoenescu, (1958). *Tehnologia sudării şi a tăierii metalelor,* Ed. tehnică.
33. G. Kristóf, (1958). Gázhegesztés. *Müszaki könyvkiado,* Budapest.
34. D. L. Glizmanenco, (1953). *Sudarea şi tăierea metalelor,* tr. din l. rusă. Ed. tehnică.
35. N. O. Okerblem, (1959). *Schweisspannungen in Metallkonstruktionen.* VEB Carl Marhold Verlag, Halle (Saale).
36. K. K. Hrenov, (1954). *Sudarea, tăierea şi lipirea metalelor.* tr. din l. rusă Ed. tehnică.
37. H. H. Prohorov, I. A. Arutinova, (1964). Colicestveniie proba dlia opredelenia tehnologhicescoi procinosti metalov v proţese cristalizaţii. *Avtomaticeskaia svarka, 7.*
38. A. S. Astafiev, (1964). Rezultatele cercetărilor metalului cusăturii asupra rezistenţei la formarea fisurilor la cald. *Sudura IDT. 10,* tr. din l. rusă.
39. * * * (1955, 1956, 1957, 1958, 1949, 1960, 1964), Grosse Schweisstechnische Tagung DVS Düsseldorf.
40. N. Cornelius, (1942). Einfluss von Schwefel und Phosphor auf das Schweissen von Stahl. *VDI-Sonderheft, Schweisse technik,* III, Berlin.

41. A. Neumann, (1960). *Schweisstechnisches Handbuch für Konstrukteure,* VEB Verlag — Technik, Berlin.
42. P. Schimpke, H. A. Horn, (1952). *Praktisches Handbuch der gesamten Schweisstechnik.* Springer-Verlag Berlin.
43. K. Rühl, (1959). *Die Sprödbuchsicherheit von Stahl konstruktionen.* Werner-Verlag, Düsseldorf.
44. D. Séférian, (1959). *Les soudures.* Dunod, Paris.
45. D. Séférian, (1959). *Métallurgie de la Soudure.* Dunod, Paris.
46. L. Colombier, (1957). *Métallurgie du fer.* Dunod, Paris.
47. * * * (1961). VEM *Handbuch Lichtbogenschweissen.* VEB Verlag Technik, Berlin.
48. E. Sudasch, (1959). *Schweisstechnik,* Carl Hauser Verlag, München.
49. Masayoshi Tagaya, Iame Tamura, (1960). The Effect of Blow Rate o the Cooling Abibity of Liquid for Steel Quenching. *Technology Reports of the Osaka University,* Vol. **10**, No. *414—445,* Faculty of Engineering Osaka University Japan, October.
50. Hiroshi Kihara a.a. (1959). Researches on Welding Stress and Shrinkage Distorsion in Japan. *The Society of Naval Architects of Japan,* Tokyo.
51. * * * (1957). *Control of Welding Distorsion.* The Institue of Welding.
52. W. Gilde, K. Mrosko, (1956). Uber die Schweissbarkeitsprüfung der Massenstähle. *Schweisstechnik, 11.*
53. H. Schumann, (1962). *Metalurgie fizică,* Ed. tehnică, București.
54. A. Roos, (1960). *Technique métallographique,* Ed. Dunod. Paris.
55. L. Habraken, J. L. de Bronwer, (1966). *De ferri metallographia* (vol. I) : Presses Academiques Européennes S. C. Bruxelles. Alta Autoritas Communitatis Europaeae Carbonis Ferrique. Centre National de Recherches Métallurgiques CNRM.
56. A. Schrader, A. Rose, (1966). *De ferri metallographia* (vol. II), Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf. Alta Autoritas Communitatis Europaeae Carbonis Ferrique, Max-Planck Institut für Eisenforschung MPI.
57. Annick, et Jean Pokorny, (1967). *De ferri metallographia* (Vol. III), Editions Berger — Levrault, Paris, Nancy. Alta Autoritas Communitatis Europaeae Carbonis Ferrique, Institut de Recherches de la Sidérurgie Francaise IRSID.
58. K. Michel, (1957). *Die Mikrophotographie* (Die Wissenschaftliche und Angewandte Photographie, Zehnter Band), Wien Springer-Verlag.
59. S. T. Nazarov, (1952). *Controlul calității îmbinărilor sudate,* Ed. tehnică.
60. K. Wittke, Heinz Zwickert, (1967). Bestimmung der Risssicherheit von Metallen beim Schweissen, *Schweisstechnik,* **17**, *4,* 154—158.
61. M. Beckert, R. Probst, (1964). Warmrissuntersuchungen des Schweissguts beim CO_2 — Schutzgasschweissen, *Schweisstechnik, 9,* 397—402.

ACCEPȚIUNILE CARACTERISTICILOR DE DURITATE ÎN MECANICA METALELOR

M. RAȚIU

Centrul de cercetări tehnice al Academiei R. S. România — Timișoara

Se prezintă o analiză critică a numeroaselor accepțiuni înscrise în literatura tehnică pentru definirea durității, relevîndu-se incoerența criteriilor adoptate prin circumscrierea operațiilor empirice practicate la examinarea rezistenței straturilor superficiale. Pentru definirea univocă a caracteristicilor de duritate în accepțiunile de mărimi intensive convenționale, se preconizează diferențierea lor în grupe funcție de comportarea specifică a materialului evidențiată prin tipul de solicitare locală, compresiune sau tăiere, viteza de încărcare, statică sau dinamică, și felul deformării elastică sau plastică. În cadrul fiecărei grupe se mai distinge influența specifică a formei penetratorului aplicat și a modului de stabilire a funcției de scară. Pe baza acestor criterii se confruntă corespondențele existente între diversele caracteristici de duritate determinate prin metodele de încercare, de imprimare și zgîriere, practicate la examinarea metalelor.

1. *Obiectul sclerometriei*

Între primele diferențieri calitative între obiecte sau materiale se înscrie uzanța de a le clasifica în dure sau moi, în funcție de opoziția întîmpinată la orice acțiune de degradare a suprafeței lor. Odată sesizată diferența pe baza observației directe s-a trecut la înjghebarea unor operații experimentale, care să permită evidențierea proprietății respective a materialului, duritatea.

Importanța deosebită pentru practică, pentru producerea și utilizarea diverselor unelte și obiecte, a cunoașterii durității, a atras atenția din timpuri străvechi atît anonimilor fauri cît și unor iluștri fizicieni ca Aristotel, care a descris chiar o metodă de control a durității [22]. Odată cu dezvoltarea tehnicii, operațiile de determinare a durității se perfecționează și se generalizează în controlul fabricației, astfel ca în prezent să constituie cele mai larg răspîndite și mai frecvente încercări mecanice. Pe lîngă elaborarea unui număr impresionant de metode — se cunosc peste 100 de

metode diferite de încercare a durității — s-au mai întreprins și ample cercetări pentru elucidarea naturii intime a acestei proprietăți fizice. Preocupările ample din acest domeniu se înscriu într-o vastă literatură de specialitate, de asemenea anvergură, încît „practic nici nu mai poate fi cuprinsă", după cum afirmă, încă în anul 1940, W. Späth [22].

Necesitatea unei concludențe cît mai riguroase a caracteristicilor de duritate, obținute prin diversele metode practicate, a impus în ultimele două decenii o reconsiderare esențială tinzîndu-se la încadrarea operațiilor într-o disciplină metrologică. Astfel, dintr-o operație experimentală uzuală cu caracter orientativ, s-a ajuns ca determinarea durității să permită, la anumite metode, o evaluare de precizie a unor caracteristici mecanice concludente — certe, uniforme și comparabile — independent de laboratorul în care s-au efectuat cercetările [44].

Problemele ridicate de asigurarea justeței și preciziei determinării durității depășesc prin specificul lor sfera tehnicii încercărilor mecanice interferînd obiectivele cercetărilor metrologice, în accepțiunea largă a metrologiei ca știință a măsurării. Spre deosebire de alte caracteristici mecanice, duritatea apare de la bun început ca o mărime intensivă cu scări de referință pentru aprecierea calității materialelor, cu structuri diferite. Realizarea acestor scări etalon și reproducerea lor uniformă la aparatele uzuale de încercare, reclamă o reglementare metrologică strînsă, pentru a se obține comparabilitatea necesară confruntării rezultatelor din diversele laboratoare. Această analiză sistematică a reproducerii scărilor de duritate, din punct de vedere al tehnicii măsurării, este în prezent tratată în cadrul general al metrologiei, constituindu-se prin anvergura preluată o ramură separată : *sclerometria.* *)

Importanța deosebită a sclerometriei, — disciplină de graniță între Încercările mecanice, Mecanica materialelor și Metrologie — pentru dezvoltarea cercetărilor științifice și eficiența controlului producției industriale, a determinat să fie preluată în ultimul deceniu între obiectivele principale ale studiilor institutelor de metrologie și a institutelor de fizică tehnică în toate țările avansate. In prezent, în fiecare țară se desfășoară o amplă activitate în acest domeniu, activități care concură în reglementarea cît mai strînsă a operațiilor de reproducere a scărilor de duritate, spre a se elimina diferențele relativ mari care apar între rezultatele încercărilor de duritate, atît în lucrările de cercetare cît și recepția curentă industrială [89].

*) S-a adoptat denumirea de sclerometrie pentru partea metrologiei care tratează metodele și operațiile de determinare a durității, prin asocierea termenilor din limba greacă veche scleros—dur și metron—măsură, corespunzător uzanțelor pentru alte denumiri ca fotometrie, manometrie, dinamometrie etc. Tendința de a se utiliza denumiri ca durimetrie sau durometrie apare criticabilă din punct de vedere lingvistic întrucît recurge inconsecvent la compunerea unui termen latin — durus cu un termen grec, metron. De altfel termeni ca scleroscop și sclerometru au fost introduși în tehnica determinării durității de A. F. Shore prin denumirile, menținute încă în prezent, date aparatelor construite, pentru încercări dinamico-elastice.

2. *Noțiunea de duritate*

Duritatea, în accepțiunea largă a uzanțelor, este definită ca proprietatea materialelor de a se opune la acțiunile de distrugere a suprafeței cu ajutorul unui corp mai dur. Această definiție bazată exclusiv pe urmărirea diferențierii calitative dintre materiale rămîne echivocă atît timp cît nu se stabilesc condițiile de exercitare a forțelor și caracterul distrugerii suprafeței.

În primul rînd, comportarea mecanică a materialului este condiționată de viteza de solicitare, respectiv de viteza de deformare aplicată. Materiale moi la solicitări statice pot fi apreciate ca dure la solicitări dinamice. De exemplu, o bilă de plumb se turtește la apăsarea statică pe o placă de oțel fără a lăsa urme, în schimb, de îndată ce se proiectează cu o viteză mare, reușește să provoace deformări în placa de oțel.

Degradarea suprafeței se provoacă fie prin presiune locală, imprimare, fie prin tăiere locală, zgîriere, fie printr-o combinație între aceste două acțiuni. Aceste condiții distincte de solicitare reflectă în fond și o opoziție, o rezistență diferită a materialului la comprimare locală sau la tăiere locală.

Neținînd seama de necesitatea acestor precizări, primele definiții ale durității, formulate la începutul acestui secol, se referă numai „la rezistența opusă la pătrunderea unui corp mai dur", definiții date de *Martens* [10], *Osmond, Hadfield, Unwin* și *Turner* [11].

În această accepțiune restrînsă s-au desfășurat toate cercetările din domeniul durității, în prima jumătate a secolului nostru fiind dominate de studiile ample efectuate de *H. Hertz* [61] și *Boussinesq* [34] asupra solicitărilor la compresiune locală în domeniul deformațiilor elastice.

Stabilind relațiile de determinare a tensiunii în corpurile comprimate cu contact inițial punctiform — o bilă pe o placă plană din aceleași materiale — Hertz identifică mărimea durității în *„presiunea specifică maximă generată la mijlocul suprafeței de contact pînă la care nu apar deformații plastice"*. Această mărime, denumită în prezent *duritate fizică,* ar trebui să fie teoretic independentă de forma corpurilor, curbura lor fiind inclusă în relația de evaluare a tensiunii.

Dependența exclusivă de modulul de elasticitate a durității fizice îi face pe *Kirsch B.* [71], *Lazarev P. P.* [4], *Cardullo F. E.* [14] *Austin* și *Murphy* [11] ș. a. să preconizeze chiar renunțarea la o mărime specifică pentru determinarea durității, identificînd-o în mărimea modulului de elasticitate. Dar chiar și măsurările efectuate încă în cursul vieții lui *Hertz* au infirmat valabilitatea relațiilor și s-a preconizat de *F. Auerbach* [1] completarea relațiilor cu un multiplicator de forma $\sqrt[3]{R}$, R fiind raza de curbură a corpului mai dur imprimat; mărimea astfel evaluată a fost denumită *duritate absolută.* Experimentările ulterioare ale lui *Huber M. T.* [104] au relevat că dependența de diametrul corpului imprimat se menține chiar și în cazul durității absolute.

Neconcludența pentru tehnică a unei mărimi a durității definite în limita deformațiilor elastice este sesizată de *Meyer E.* [87]. Materiale cu durități fizice apropiate prezintă curent rezistențe la deformații plastice cu totul diferite. Astfel, se relevă necesitatea extinderii studiului stărilor de tensiune în domeniul plastic, neabordat de *Hertz.*

Meyer E. introduce accepțiunea durității sub forma unei comportări globale, similare încercărilor de rezistență — tracțiune, compresiune — stabilind așa numita „*curbă de duritate*" prin reprezentarea variației presiunei de contact în funcție de mărimea forței aplicate (*fig. 1*). Spre deosebire de repartiția eliptică a presiunii de contact stabilită de *Hertz, Meyer E.*, consideră în domeniul plastic al încercărilor de duritate cu penetratoare sferice o repartizare constantă a presiunii. Această presiune constantă, determinată ca raportul dintre forța aplicată și proiecția normală pe direcția forței a suprafeței de contact, este acceptată drept caracteristică de duritate a metalelor.

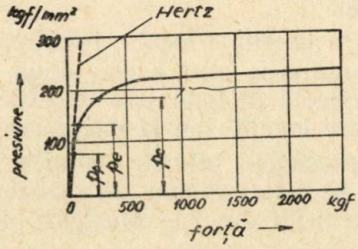


Fig. 1. Curba de duritate pt. metale după E. Meyer

În curba de duritate se disting analog încercărilor la tracțiune; o presiune limită de proporționalitate p_p până la care este valabilă relația lui *Hertz*, o presiune limită de elasticitate p_e și o presiune limită de curgere p_c la care întreagă suprafață de contact ajunge în stare complet plastică. Pentru aprecierea durității se consideră necesară depășirea acestei presiuni limită de curgere.

Reluînd considerațiile teoretice ale lui *A. Föppl* [45] și *E. Rasch* [8], *Meyer E.* stabilește cunoscuta lege empirică, — singura lege confirmată experimental în domeniul încercărilor de duritate de imprimare, statice și dinamice, pentru metale — a legăturii dintre forța aplicată F și mărimea diametrului urmei remanente d, sub forma

$$F = ad^n.$$

În această relație a reprezintă presiunea unitară kgf/mm² — necesară pentru a produce o urmă remanentă cu un diametru $d = 1$ mm. Exponentul n este considerat drept o caracteristică de material, în principal o caracteristică de ecruisare, relevînd capacitatea specifică de a se opune deformării la compresiune locală. Valorile acestui exponent variază între $n = 1{,}8 \ldots 2{,}4$ la metale, după numeroasele experimentări executate de *Kürth* [24], *Mahin Foss* [91] ș. a.

Este interesant de relevat faptul că cercetările din ultimul deceniu, efectuate cu mijloace de investigație de înaltă precizie de *D. Tabor* [117], au confirmat pe deplin valabilitatea legii lui *E. Meyer* la orice încercare de imprimare statică și dinamică. Exponentul n variază după *Tabor* între

2,7 ... 2,25 în domeniul deformațiilor elasto-plastice, iar după atingerea stării complet plastice preia valoarea constantă $n=2$.

Toate teoriile mai recente asupra deformării plastice la compresiuni locale ale lui *Davidenkov N. N.* [20], *Varnello V. V.* [4], *Zaițev G. P.* [4], *Paskov P. O.* [16], *Du Toit Meyer* [56], *Jimeno și Teraza* [66] se bazează pe acceptarea valabilității legii lui *E. Meyer* pentru a stabili diferite relații cu celelalte caracteristici mecanice ale metalelor (rezistență, limită de curgere, alungire etc.).

Determinarea teoretică a stărilor de tensiune în zona comprimată local prin încercarea de duritate a fost urmărită de numeroși cercetători. Lucrările lui *Lorenz H.* [80], *Hencky H.* [58] *Prandtl L.* [102] *Poschl V.* [101] *Beleaev N. M.* [4] și mai recent de *Nadai A.* [12] *Love A. E.* [63], *Steiermann I.* [116] *Islinski A. Iu.* [65] au reușit în parte, pentru anumite cazuri speciale de comprimare locală, să stabilească relații de evaluare a tensiunilor. Dar după cum afirmă *Nadai „distribuirea tensiunilor în cazul încercărilor de duritate este atît de complexă încît noi nu putem calcula cîmpul de tensiuni și deformații* [12]. Repartiția presiunilor la o imprimare sferică acceptată în prezent de diverși cercetători în domeniul elastic și complet plastic este indicată în *figura 2.*

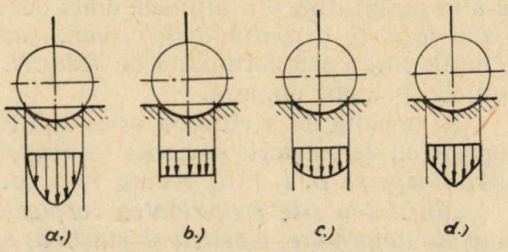


Fig. 2 Repartiția presiunilor la imprimările sferice a.) - după Hertz deformări elastice; b.) - după E. Meyer-plastice; c.) - după Pöschl plastice d.) - după Iștinschi plastice

Urmărind identificarea durității în alte caracteristici mecanice s-au întreprins o serie de cercetări experimentale valoroase asupra frecărilor pe suprafața de comprimare — *Sachs G.* [21] *Hankins G. A.* [25] — și asupra desfășurării fenomenelor de curgere și ecruisare în zona compresiunii locale *E. Meyer* [87], *H. Weingraber* și *Barghorn E.* [24] *O'Neil H.* [14], *Tabor D.* [118].

In baza rezultatelor experimentărilor proprii, *Kokado* [74] consideră drept măsură a durității mărimea tensiunii necesare ca o epruvetă comprimată să ajungă la jumătatea înălțimii sale inițiale. Intre alții și *C. Miklosi* [90] apreciază că *„măsura durității este rezistența opusă alunecării.* Astfel chiar *tensiunea necesară la întindere poate fi considerată ca măsură a durității.*" Aceste tendințe n-au reușit însă să se impună fiind infirmate de experiențe; numeroasele relații statistice de echivalență sînt aplicate numai orientativ.

Condiționarea desfășurării imprimării locale de comportarea complexă a materialului, elastică și plastică, a determinat pe unii cercetători să propună definiții ale durității în funcție de mai multe caracteristici. Astfel,

Pöschl V. [101] consideră duritatea un produs dintre o mărime de alungire și o mărime de ecruisare. *Späth W.* [115] propune introducerea unei mărimi reciproce «*moliciune*» (Weiche) — exprimată prin raportul dintre adîncimea urmei și presiunea specifică exercitată. Duritatea este considerată ca rezultatul asocierii a trei aspecte distincte ale comportării mecanice : deformabilitatea, ecruisabilitatea și capacitatea de amortizare. Date experimentale lipsesc deocamdată pentru aceste noi definiții și ca atare nici nu pot fi apreciate.

Dar toate aceset inițiative de a fundamenta teoretic introducerea unei definiții cît mai riguroase prin reducerea durității la mărimi fizice de material sau la alte caracteristici mecanice au rămas „*simple speculații cu o probabilitate de 70% ca să fie infirmate de la prima experimentare*“ după cum declară *Hencky* [58], întrucît natura intimă a comportării mecanice a straturilor superficiale la compresiuni locale nu este încă elucidată. În cercetările fizicii moderne se consideră după *Epprecht W.* — [43] — că pe baza teoriei dislocațiilor se va găsi o explicație a diferențierii atributive dur — moale, care se practică de milenii în procesul de producție.

Renunțîndu-se la o definiție științifică, noțiunea de duritate este acceptată în publicațiile din ultimele două decenii ca „*o măsură (mărime) a rezistenței față de o continuă deformare sau deteriorare a suprafeței*“. Această definiție largă este formulată de *Asby N. F.* [7] și menționată în publicațiile actuale în limba engleză.

În dorința de a elimina orice echivoc asupra modului de deteriorare a suprafeței, cercetătorii sovietici — *Gogeberidze D. V.* [4] ; *Hrusciov M. M.* [64] *Pilipciuc B. I.* [15] recurg la o specificare detaliată sub forma :

„*duritatea este proprietatea corpurilor solide reale de a se opune acțiunilor de deformare, elastică și plastică, sau de rupere, sau la o acțiune combinată a acestora, a particulelor de pe o anumită porțiune a suprafeței corpurilor*“ [15].

În locul acestei circumscrieri largi a posibilităților de degradare a suprafeței, comisia de specialitate a Asociației Elveține de Încercări de Materiale (S.V.M.T.) definește duritatea ca :

„*rezistența cvasistatică a unui corp față de deformări exclusiv locale, neomogene, sub acțiunea unor centre de forță punctiforme sau liniare*“ după *A. Braun* [35].

Această definiție conține explicit atît condițiile de exercitare a solicitării mecanice cît și specificul deteriorării, restrîngerea la deformații locale, acoperind integral toate încercările de duritate practicate în prezent la controlul materialelor metalice și nemetalice.

3. *Evoluția metodelor de încercare a durității pentru metale*

Inițierea controlului durității se pierde în negura istoriei antice și este consemnată ca fiind utilizată curent de faurii uneltelor și armelor. Din scrierile lui *Aristotel* [22] reiese că din metodele practicate el recomandă aprecierea durității pe baza *tonabilității* (Tönbarkeit) metalelor, a duratei sune-

tului produs la lovirea obiectului. Se pare însă că în uz larg se găsea încă din acele vremuri controlul durității prin zgîriere cu diferite minerale, care de altfel apare ca reproducerea cea mai simplă și directă a experienței în exploatarea uneltelor.

Aplicarea încercărilor de zgîriere se transmite din generație în generație ca o tradiție meșteșugărească, pentru ca abia din secolul al XVII-lea să ajungă să fie menționată în primele lucrări cu caracter tehnologic. Astfel, în anul 1640, se consemnează examinările practicate de *Barba* pentru clasificarea pietrelor prețioase prin încercarea lor cu o pilă [39].

Introducerea controlului durității în procesul de producție, ca o operație obligatorie, este preconizată în mod clarvăzător de *Ferchault de Reaumur* [105], acest genial cercetător care a depus toate strădaniile „pentru a fi util Publicului", reușind pentru prima dată să dea în scris, în vileag „Publicului", toate indicațiile asupra „artei sale de a transforma fierul forjat în oțel", toate acele secrete meșteșugărești păstrate pînă atunci în mare taină și transmise numai oral.

În celebrele sale memorii, prezentate Academiei regale de științe din Paris în anii 1721—22, indică trei calități principale care trebuie să le întrunească oțelul : „tipul granulației, *duritatea* și menținerea formei". Pentru controlul durității recomandă încercarea prin zgîriere cu o scară compusă din 7 minerale cu muchii ascuțite : scara este astfel alcătuită încît fiecare mineral să permită zgîrierea celui precedent. Totodată preconizează pentru prima dată și o încercare de imprimare, prin apăsarea a două prisme cu muchii dispuse în cruce (*fig. 3*).

Fig. 3 Încercarea durității după Réaumur și Föppl - Schwerdt.

După mărimea știrbiturii provocate consideră că se poate aprecia care oțel este mai dur. Distingînd o comportare mecanică diferită a metalului în cele două încercări — de zgîriere și de imprimare —, consideră însă, în mod deosebit de judicios pentru acele vremuri, că aprecierea prin zgîriere cu încadrarea în clasele unei scări este mai precisă și o declară hotărîtoare la stabilirea calității. Aceste două metode, de zgîriere și imprimare, reușesc să se impună și să se perfecționeze din ce în ce mai mult abia după un secol.

În 1801 *Hauy* [6] stabilește o scară de duritate de zgîriere cu patru clase, utilizată încă în Mineralogie. După două decenii, în anul 1822, *Mohs* [70] își alcătuiește cunoscuta scară de duritate compusă din 10 minerale, frecvent folosită și în prezent. Iar la sfîrșitul secolului — 1882 — la Școala superioară tehnică din Praga se alcătuiește cea mai extinsă scară de duritate de zgîriere, cu 18 clase, destinată examinării metalelor de la plumb și pînă la oțelurile călite [71].

O reconsiderare a metodei de zgîriere, pentru a se elimina caracterul calitativ al clasificării și orice element arbitrar al operației, este inițiată de *Martens A.* abia în anul 1889 [85]. În locul zgîrierii cu muchiile unui cristal, de o formă nespecificată, se preconizează utilizarea unui con de diamant cu unghiul la vîrf de 90°. Mărimea durității se definește din încărcarea necesară de a provoca o urmă de o lățime constantă de 0,01 mm. Astfel se ajunge la o determinare de precizie a durității, prin măsurarea riguroasă a mărimilor fizice : forța și urma. În cadrul condițiilor preconizate de *Martens A.* se fixează numeroasele metode de încercare prin zgîriere practicate în prezent, diferențiate numai prin forma penetratorului și mărimile fizice declarate drept determinante : forța-normală, tangențială sau rezultantă (dimensiunea urmei) lățimea sau lungimea (suprafața de contact a penetratorului) laterală sau proiecția în planul suprafeței piesei examinate.

Încercarea de imprimare își găsește aplicarea abia la sfîrșitul secolului trecut în experiențele fizice ale lui *Hertz* [61] și *Auerbach* [1], utilizînd un penetrator sferic (1881). În aceeași perioadă *Föppl A.* și *Schwerdt H.* (1897) [45] examinează deformarea elastică la apăsarea a doi cilindri cu generatoarele în cruce, reproducînd încercarea lui *Reaumur* cu prisme încrucișate, iar *Boussinesq J.* [34] analizează deformarea elastică sub un penetrator cilindric cu fundul plat.

Prima încercare de duritate de imprimare propriu-zisă, destinată controlului materialelor în procesul de fabricație, este elaborată în 1900 de către *Brinell J. A.* [37], utilizînd un penetrator cu bilă de oțel. Această metodă se bucură de o largă răspîndire și se generalizează în controlul durității diverselor materiale, menținîndu-se practic neschimbată pînă în zilele noastre.

În baza studiilor teoretice și experimentale efectuate asupra rezultatelor încercărilor după metoda *Brinell,* s-a relevat necesitatea înlocuirii penetratorului sferic cu un penetrator conic, pentru ca urmele produse să respecte legile similitudinii geometrice, independent de mărimea forței aplicate. Aplicarea penetratorului conic din oțel, propusă inițial de *Ludwik P.* (1907), [82], nu reușește să se impună. După un deceniu, *Shore A. F.* (1918), [110], elaborează metodele *MONOTRON* cu un penetrator conic din diamant cu vîrful rotunjit. O soluție operativă, bazată tot pe folosirea penetratorului conic de diamant cu vîrful rotunjit o oferă metoda propusă de *Rockwell S. P.* (1920), cu sarcină inițială care permite indicarea directă a durității din măsurarea adîncimii urmei remanente [107].

Ridicarea preciziei determinării durității, vizînd în principal o măsurare cît mai certă a dimensiunii urmei, este obținută prin introducerea penetrato-

rului piramidal din diamant după metoda preconizată de *Smith R. L.* și *Sandland G. E.* [7], în anul 1922, cunoscută ca metoda Vickers după numele firmei constructoare a primelor aparate de încercare a durității cu penetrator cu piramidă dreaptă și cu baza patratică. Metoda Vickers constituie în prezent metoda de determinare a durității cu precizia cea mai ridicată și cu cîmpul cel mai larg de explorare, permițînd efectuarea de urme cu diagonale de la 3 μm pînă la 500 μm. Astfel, se deschid posibilități noi de investigație asupra durității pieselor și a straturilor superficiale subțiri, precum și a componenților structurali.

In locul piramidei Vickers cu baza patratică, în ultimele două decenii s-au mai introdus penetratoare piramidale cu baza rombică — *Knopp F.* (1939) [73] și cu baza triunghilară — *Berkovici E. S.* (1950), urmărind o reducere a erorilor de măsurare a dimensiunii urmelor mici, în principal la încercările cu microsarcini sub 1 kgf. Pentru evitarea degradării rapide a penetratorului, *Grodzinski P.* (1950), [52], preconizează utilizarea unui penetrator din diamant dublu conic, cu baza comună, muchia bazei fiind imprimată în cursul încercării de duritate. In mecanica de precizie la controlul durității pieselor cilindrice, cu diametre sub 1 mm, se folosește și un penetrator din diamant în formă de daltă, după metoda lui *Attinger M. C.* (1946), [26].

Necesitatea de a examina „*in situ*" — la fața locului — piesele de dimesiuni mari și grele, a impulsionat introducerea încercărilor de duritate dinamice lăsînd penetratorul să cadă de la o anumită înălțime sau aplicîndu-se o lovitură penetratorului. Astfel apar metodele dinamico-elastice, denumite impropriu și metode scleroscopice, cu cădere verticală — după *Shore* (1907) [110] și cu pendul — după *Lessen* [119]; duritatea se măsoară la aceste metode din înălțimea de ricoșare. Urmărind dimensiunea urmei imprimate, se introduc în anul 1920 metodele dinamico-plastice cu penetrator greu în cădere liberă — *Guillery R.* [54] și cu resoarte — *Baumann — Steinbrück* [29]. Tot pe principiul loviriі directe a penetratorului se bazează metodele dinamice cu bare de comparație, penetratorul imprimîndu-se simultan pe de o parte în piesa examinată și pe de altă parte în bare de comparație, metodele *Poldi, Morin* [19] *Kubasov.* [20].

Pe lîngă aceste metode de imprimare la care penetratorul efectuează numai o imprimare normală față de suprafața examinată, se mai elaborează de *Herbert* (1923) metoda pendulării, cu o mișcare oscilantă a penetratorului sferic [59], și metoda de rulare, bila penetratorului efectuînd o mișcare de rostogolire [60].

In afară de aceste metode de încercare, localizate pe o anumită porțiune a suprafeței, se mai practică pentru aprecierea durității o serie de metode de așchiere a suprafeței cu pile, prin găurire și prin abraziune [24]. Aceste metode tehnologice se consideră însă că în mod eronat sînt încadrate în categoria încercărilor de duritate, întrucît acțiunea mecanică se exercită pe o suprafață întreagă cu o serie de centre de forțe, punctiforme sau liniare.

4. *Principiile încercărilor mecanice de duritate pentru metale*

Din scurta expunere a evoluției metodelor de încercare a durității se remarcă faptul că în lipsa unei operații experimentale care să permită identificarea unei mărimi fizice, independente de condițiile încercării, a apărut necesitatea de a se recurge la numeroase metode empirice, care fiecare în parte relevă comportarea mecanică doar în anumite condiții particulare. Caracteristicile mecanice stabilite pe baza unei anumite metode au o valabilitate restrînsă specifică, și orice echivalare între rezultatele diverselor încercări are un caracter eminamente statistic, afectat de o incertitudine mai mare sau mai mică, fără de a releva vreo legătură funcțională.

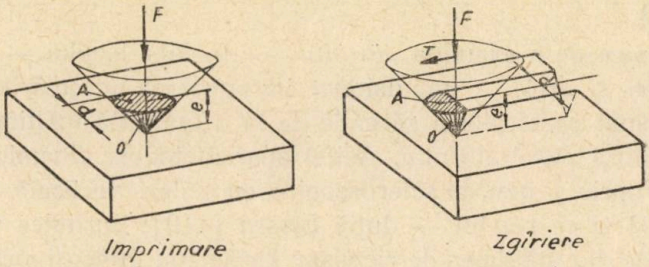


Fig. 4 Schemele încercărilor de duritate prin imprimare și prin zgîriere.

În *figura 4* se reprezintă schematic principiul încercărilor de duritate, de imprimare și zgîriere, specificîndu-se elementele dimensionale ale urmelor. La încercarea de imprimare penetratorul — în figură conic — sub acțiunea unei forțe normale F sau a unei energii W, turtește straturile superficiale pînă la o anumită adîncime e. Straturile deformate sînt în contact direct cu penetratorul pe suprafața laterală O, a cărei proiecție în planul suprafeței examinate, normal pe direcția forței F, are dimensiunea d — diametrul în cazul pe-

netratorului conic considerat și aria A. La o încercare de zgîriere, pe lîngă elementele menționate mai intervine o forță tangențială T, iar suprafața de contact O și proiecția ei A în planul normal se reduce corespunzător numai la partea frontală, neluîndu-se în considerare imprimarea inițială.

Deformarea locală a straturilor superficiale cuprinde în mod inerent deformații elastice, iar dacă mărimea acțiunii mecanice este suficient de mare se provoacă și deformații plastice. O parte din metodele de încercare a durității impun limitarea investigației în domeniul deformațiilor elastice (experiențele lui *Hertz*). Tot în domeniul deformațiilor cvasielastice se încadrează și o parte din încercările dinamice — încercările dinamice elastice după *Shore, Leesen* — la care deformarea plastică fiind foarte redusă se neglijează și nu se exprimă explicit în rezultatele încercării. Mărimea durității se stabilește la metodele dinamice-elastice din înălțimea de ricoșare a penetratorului, după izbirea suprafeței piesei examinate.

Cele mai multe metode practicate în prezent urmăresc deformarea plastică produsă la încercare, măsurată din dimensiunile urmei *remanente,* după îndepărtarea penetratorului. Se consideră în baza anumitor cercetări, care vor fi analizate ulterior, că această urmă remanentă ar constitui caracteristica determinată pentru aprecierea durității metalului, influența deformației inițiale elastice fiind inoperantă la examinarea metalelor.

In cazul anumitor metode — ca *Shore* — MONOTRON [110[și metoda cu pendul *Herbert* [30] — determinarea este condiționată de deformația totală, elastică și plastică. Astfel, la metoda MONOTRON adîncimea urmei se măsoară direct din deplasarea penetratorului încărcat și nu după descărcarea penetratorului, operație care include inerent în adîncimea urmei și deformația elastică. Măsurarea oscilațiilor penetratorului pendular după Herbert — caracteristica de duritate la aceste metode fiind determinată din amplitudinea, durata sau viteza oscilației — este de asemeni condiționată de deformarea totală, elastică și plastică, provocată de încărcarea pendulului asupra piesei examinate.

5. *Exprimarea caracteristicilor de duritate la încercarea metalelor*

Ținînd seama de acțiunea mecanică exercitată și de urma produsă, caracteristica de duritate se stabilește la diferitele metode practicate în prezent la examinarea metodelor prin :

— compararea directă pe baza scărilor mineralogice, sau

— măsurarea acțiunii mecanice — a forței sau a energiei — (F ; T ; W ;) și a dimensiunilor urmei (d ; e ; O ; A) (*fig. 4*).

Comparația directă pe baza scărilor mineralogice, urmărește încadrarea în diferite clase pe baza apariției urmei la zgîrierea succesivă cu diferitele minerale. Rezultatul se exprimă prin mai dur decît ... și mai moale decît ... menționînd două grade (clase) de duritate succesive. Se mai obișnuiește să se identifice duritatea și numai prin gradul ultimului mineral din scara respectivă care nu mai zgîrie suprafața. Astfel, la o încercare după scara Mohs, dacă se constată că apatita — gradul 5 după Mohs — nu mai lasă urme pe suprafața unui oțel, în schimb feldspatul — gradul 6 după scara Mohs — zgîrie suprafața piesei, se specifică duritatea oțelului ca $H_{Mohs} = 5$.

Tot o asemenea apreciere calitativă eliminatorie „mai dur sau mai moale decît..." se practică în încercările tehnologice cu pile, ace din oțel sau materiale abrazive.

În locul acestor metode de comparație directă, susceptibile la diferențe mari între rezultate, metodele practicate în controlul durității metalelor urmăresc determinarea unei caracteristici pe baza măsurării acțiunii mecanice exercitate și a dimensiunilor urmei produse. În funcție de specificul metodei, caracteristica de duritate se exprimă în general prin :

— mărimea forței exercitate, menținînd dimensiunile urmei constante — metoda *Martens — Heyn* [10] ; *Shore — Monotron C. P.* [110]
— dimesiunea urmei produse — adîncime, lățime sau lungime — menținînd forța constantă — metodele *Durometer* [24] ; *Rockwell* [107] ; *Shore — Monotron C. P.* [110] ;
— încărcarea specifică a suprafeței urmei, raportul dintre forța aplicată și suprafața de contact a penetratorului ; (F/O) metodele *Brinell* [37], *Vickers* [7] etc.,
— energia specifică pe suprafața urmei, raportul dintre energia aplicată și suprafața de contact a penetratorului (W/O) — metoda *Martel R.* [19] ;
— presiunea specifică pe suprafața urmei, raportul dintre forța aplicată și proiecția urmei (F/A) — metodele *Ludwig P.* [8], *Meyer E.* [87].
— energia specifică pe proiecția suprafeței urmei, raportul dintre energia aplicată și proiecția urmei (W/A) — metoda *Wilk* [24], *Franke E.* [47] ;

— încărcarea specifică a volumului urmei, raportul dintre forța aplicată și volumul urmei — metodele *Rüssel* [7], *Späth W.* [22];

— energia specifică a volumului urmei, raportul dintre energia aplicată și volumul urmei, *Wüst — Bardenheuer* [24].

În cazul încercărilor dinamice plastice se mai recurge la o echivalare a urmelor produse dinamic cu durităților statice corespunzătoare, stabilite inițial pentru fiecare metodă în parte prin încercări comparative executate pe diverse materiale-metodele *Guillery, Baumann, Poldi, Kubasov* etc. [24], [20].

La încercările de zgîriere acțiunea mecanică se definește fie numai prin forța normală *F*, fie mai riguros mecanic prin forța rezultantă *R* — metoda *Kip H.* [70] — ținînd seamă și de forța tangențială *T*.

În cazul încercărilor tehnologice de duritate prin acțiuni de tăiere pe o suprafață întreagă — prin abraziune sau găurire —, se apreciază duritatea materialului din masa sau volumul îndepărtat în anumite condiții [24].

Ținînd seama de aceste condiții specifice de exercitare a acțiunii mecanice — tipul și modul de solicitare a materialului —, de caracterul deformațiilor considerate-elastice, remanente sau totale — și de modul de determinare a caracteristicii de duritate, se prezintă în *Tabela 1* o clasificare generală a încercărilor de duritate aplicate în prezent în controlul calității metalelor. În cadrul fiecărei grupe de încercări mai apar diferențieri în funcție de forma penetratorului, element care este de altfel hotărîtor pentru aprecierea rezultatelor încercării *Tabelele 2, 3* și *4*).

Din examinarea *Tabelei 1* se relevă diversitatea condițiilor în care se stabilește caracteristica de duritate și implicit varietatea dimensiunilor în care se exprimă în fond una și aceeași proprietate a materialului : *duritatea.* Evident, o asemenea situație prejudiciază eficiența și concludența controlului calității materialului, lăsînd mai mult sau mai puțin la latitudinea operatorului alegerea metodei și interpretarea rezultatelor. Pentru a se ajunge la o evaluare cît mai riguroasă de precizie, certă, se impune și în acest domeniu introducerea unei discipline metrologice, măsurarea constituind singura operație experimentală care asigură o evaluare de precizie indiscutabilă.

O analiză a diverselor metode de încercare din punct de vedere metrologic permite evidențierea condițiilor în care se poate realiza concludența rezultatelor obținute, evitîndu-se pe cît posibil diferențele dintre determinări, sursele de erori de măsurare.

Clasificarea încercărilor mecanice

Solicitarea		Deformația determinată	Caracteristica
Tipul	Modul		Denumirea
compresiune locală (imprimare)	statică	elastică	presiunea de contact
		remanentă	încărcarea specifică a suprafeței urmei
			presiunea pe proiecția urmei
			încărcarea specifică a volumului urmei
			presiunea raportată la adîncimea urmei
			încărcarea la e=const
			adîncimea urmei F=const
			lățimea urmei de rulare
		totală elastică+plastică	încărcarea la e=const
			încărcarea la F=const
			amplitudinea oscilației pendulului : F=const
			durata oscilației pendulului F=const
			viteza pendulului F=const
	dinamică	elastică	înălțime de ricoșare
			unghi de ricoșare
		remanentă	energia raportată la suprafața urmei
			Energia raportată la volumul urmei
			urme echivalente
			urme duble comparate
			urme comparate
tăiere locală (zgîriere)	statică	remanentă	încărcare normală la b=const

Tabela 1

de duritate pentru metale

măsurată			Metoda de încercare după
Simbol	Dimensiuni	U.M. actuale	
p_H	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm²	Hertz ; Auerbach
$\frac{F}{O}$	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm²	Brinell ; Drozd ; Vickers ; Attinger ; Berkovici
$\frac{F}{A}$	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm²	Meyer ; Ludwik ; Knoop ; Grodzinski
$\frac{F}{V}$	$L^{-2}MT^{-2}$	kgf/mm³	Russel
$\frac{F}{A \cdot R}$	$L^{-2}MT^{-2}$	kgf/mm³	Späth
F	$LM \cdot T^{-2}$	kgf	Martens-Heyn
$E_o - e$	L	μm (HR)	Durometer ; Rockwell
b	L	μm	Herbert-Rolldur
F	LMT^{-2}	kgf	Shore-Monotron ; CD
e	L	mm	Shore-Monotron ; CP
w	L ; L^{-1}	grade	Herbert
t	T ; T^{-1}	s.	Herbert ; Rebinder
V ; ω	$L \cdot T^{-1}$	$\frac{\text{grade}}{\text{s}}$	Kuznețov
h	L	μm	Shore ; Kessner
β	L	grade	Leesen-Duroscop
$\frac{W}{O}$	$M \cdot T^{-2}$	kgf/cm	Wilk
$\frac{W}{V}$	$L^{-1}MT^{-2}$	kgf/mm²	Martel ; Franke Wüst-Bardenheuer
—	—	kgf/mm²	Baumann-Steinrück ; Graven-Werner
$\left(\frac{d_1}{d_2}\right)^n$	—	kgf/mm²	Morin ; Poldi ; Kubasov
—	—	—	Mohs ; Behren
F	LMT^{-2}	gf	Martens ; O'Neill ; Richter

Solicitarea		Deformația determinată	Caracteristica
Tipul	Modul		Denumirea
tăiere locală (zgîriere)	statică	remanentă	forța rezultantă
			încărcarea specifică pe suprafața de alunecare
			presiunea pe proiecția suprafeței de alunecare
			lățimea urmei F=const
			lungimea urmei F=const ; T=const
tăiere pe suprafață	statică	așchierea suprafeței	comparație
			volum îndepărtat prin găurire
			masa îndepărtată prin abraziune

Metode de încercare statică a durității de imprimare

Metoda			Condiții de	
Scara	Autorul Anul	Denumirea	Panetrator	Sarcină
H	Herz H. 1881	Duritatea fizică	sferă	variabilă limită elastică Fe
HA	Auerbach P. 1891	Duritate absolută	sferă	variabilă
HB	Brinell J. A. 1900	Brinell	sferă oțel	constantă $F=kD^2$
HBW	Grodzinski N. 1934	Brinell modificat	sferă carbură de Wolfram	
HM	Meyer E. 1908	Meyer	sferă oțel	constantă $F=kD^2$

Tabela 1 (continuare)

măsurată			Metoda de încercare după
Simbol	Dimensiuni	U.M. actuale	
$R^2=F^2+T^2$	LMT^{-2}	gf	Kipp
$\frac{F}{O}$	$L^{-1}MT^{-2}$	gf/mm²	Ehrenberg
$\frac{F}{A}$	$L^{-1}MT^{-2}$	gf/mm²	Meyer
b	L	μm	Martens ; Bierbaum Sporkert
l	L	μm	Rosenberg
—	—	—	pile ; abrazive
V	L^3	mm³	Kessner
m	M	g	Nieberding ; Hrusciov

Tabela 2

pentru metale cu penetrator sferic

încercare	Caracteristica stabilită	
Urmă	Definiția	Relația
turtirea elastică limită	Tensiunea critică la limita elastică	$0.5784\sqrt[3]{\left(\frac{E}{1-\nu^2}\right)^2}\cdot\sqrt[3]{\frac{F_e}{D^2}}$ (kgf/mm²)
turtirea elastică limită	Tensiunea critică înmulțită cu $\sqrt[3]{D}$	$0,4591\sqrt[3]{\left(\frac{E}{1-\nu^2}\right)^2}\cdot\sqrt[3]{\frac{F_e}{D}}$ (kgf/mm²)
diametrul urmei remanente	Încărcarea raportată la suprafața calotei urmei remanente	$0,6366\cdot\frac{F}{D^2\left[1-\sqrt{1-\left(\frac{d}{D}\right)^2}\right]}$ (kgf/mm²)
diametrul urmei remanente	Încărcarea raportată la proiecția urmei remanente	$1,2732\cdot\frac{F}{d^2}$ (kgf/mm²)

Metoda			Condiții	
Scara	Autorul Anul	Denumirea	Penetrator	Sarcină
HMH	Martens A. Heyn E. 1908	Martens Heyn	sferă oțel ⌀ 5 mm	variabilă limită pt. e=0,05 mm
H_{max}	Döhmer P. N. Meincke H. 1942	Duritate finală Duritate maximă	sferă oțel	variabilă sarcina aferentă durității maxime
H	Späth W. 1940	Späth	sferă oțel	constantă $F=KD^2$
HD	Drozd M. S. 1958	Drozd	sferă oțel	variabilă

Metode de încercare statică a durității

Metodă			Condiți	
Scara	Autorul	Denumirea	Penetrator	Sarcina
HL	Ludwik P. 1907	Ludwik	con 90° oțel (r=0)	variabilă
HK	Kubasov P. V.	Kubasov (Ludwik)	con 90° oțel (r=0)	variabilă
HCD	Shore A. F. 1918	Monotron (constant diameter)	con 120° r=0,375 mm diamant	variabilă
HCP	Shore A. F. 1918	Monotron (constant pressure)	con 120° r=0,375 mm diamant	constantă
HRC	Rockwell S. P. 1920	Rockwell	con 120° r=0,2 mm diamant	inițială 10 kgf finală 140 kgf
Hdur	(Alfa)	Durometer	con 120° diamant (r=0)	inițială 10 kgf finală 140 kgf

Tabela 2 (continuare)

de încercare	Caracteristica stabilită	
Urmă	Definiția	Relația
adîncimea urmei remanente e	Sarcina necesară pt. adîncimea urmei e=0,05 mm	(kgf)
diametrul urmei remanente	Duritatea Brinell maximă atinsă la variația sarcinii	$(HB)_{max}=f(\bar{F})$ (kgf/mm²)
diametrul urmei remanente	Duritatea Brinell sau Meyer raportată la adîncimea urmei remanente (e)	$\frac{HB}{e}$, $\frac{HM}{e}$ (kgf/mm³)
adîncimea urmei remanente	Încărcarea aferentă deformării plastice raportată la suprafața calotei urmei remanente	$\frac{F-F_c}{\pi D \cdot e}$ (kgf/mm²)

Tabela 3

de imprimare pentru metale cu penetrator conic

de încercare	Caracteristica stabilită	
Urmă	Definitia	Relația
adîncimea urmei remanente	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$0{,}225\frac{F}{e^2}$ (kgf/mm²)
diametrul urmei globale	Încărcarea raportată la suprafața proiecției urmei globale	$1{,}2732\frac{F}{d^2}$ (kgf/mm²)
diametrul urmei constant	Încărcarea necesară pentru a produce o urmă globală cu d=0,36 mm	F kgf)
adîncimea urmei globale	Adîncimea urmei globală la sarcina constantă	e (mm)
adîncimea urmei remanente	Diferența dintre un nivel constant E și adîncimea urmei e	$(E-e)$ (HRC)
adîncimea urmei remanente	Adîncimea urmei remanente	e (mm)

Metode de încercare statică a durității de imprimare

Metoda			Condiții de încărcare	
Scara	Autorul	Denumirea	Penetrator	Sarcină
			A. *Penetrator piramidal*	
HV	Smith R. L. Sandland G. N. 1922	Vickers	diamant baza patrată $\beta=136°$ între fețe	variabilă 1 gf 100 kgf
HW	Woxen R. 1943	Woxen	penetrator Vickers	variabilă
h	Grodzinski P. 1952	Grodzinski	penetrator Vickers	variabilă
HK	Knoop F. 1939	Knoop	baza romb $\beta=130°$ $\gamma=172°30'$ între muchii	variabilă 1 gf . . . 5 kgf
HT	Bercovici E. S. 1950	Bercovici	baza triunghi echilateral $\beta=65°02'$ (între muchii) $\gamma=76°54'$ (față de axă)	variabilă 1 gf . . . 2 kgf
			B. *Penetratoare cu muchie*	
HA	Attinger M. G. 1946	Attinger	prismă (daltă) $\alpha=100°$	variabilă 50 gf . . . 1 kgf
HDC	Grodzinski P. 1950	Dublu con	con dublu baza $\varnothing$ 4 mm $\alpha=154°$	1 gf . . . 2 kgf

Tabela 4

pentru metale cu penetrator piramidal și cu penetrator cu muchie

Condiții de măsurare		Caracteristica stabilită	
Urma	**Sarcina**	**Definiție**	**Relația**
din diamant			
diagonalele urmei remanente (d)	variabilă	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$1{,}8544\,\frac{F}{d^2}$ (kgf/mm²)
diferența dintre adîncimile a două urme	două sarcini succesive F_1 ; F_2	Încărcarea raportată la suprafața urmei remanente aferentă diferenței dintre adîncimile măsurate	$\frac{37{,}83}{1\,000}\,\frac{F_2}{h_2}\left(1-\sqrt{\frac{F_1}{F_2}}\right)^2$ (kgf/mm²)
diagonalele urmelor remanente	variabilă	Încărcarea nenecesară să producă o urmă remanentă cu diagonală d=1 ; 0,1 sau 0,01 mm	F (kgf ; gf)
diagonala mare a urmei remanente (d_1)	variabilă	Încărcarea raportată la proiecția suprafeței urmei remanente	$14{,}32\,\frac{F}{d^2}$ (kgf/mm²)
lungimea laturii urmei remanente l	variabilă	Încărcarea raportată la suprafața laterală a urmei remanente	$2{,}092\,\frac{F}{l}$ (kgf/mm²)
din diamant			
lungimile urmelor remanente pe piese cilindrice mici	variabilă	Încărcarea raportată la suprafața urmei cu lungimea egală cu $\frac{1}{2}$ din raza suprafeței examinate R	$30{,}85\,\frac{F}{R^2}$ (kgf/mm²)
lungimea urmei remanente — l —	variabilă	Încărcarea raportată la proiecția suprafeței urmei remanente	$2{,}77\,\frac{F}{l^3}$

BIBLIOGRAFIE

A. Lucrări monografice.

1. Auerbach F., M. Horst (1931) *Handbuch der physikalischen und technischen Mechanik*, Leipzig, Barth.
2. Bückle H. (1960) *L'éssai de microdureté et ses applications*. Paris, Publications scientifiques et téchniques du Ministere de l'air.
3. Döhmer P. W. (1925) *Die Brinellische Kugeldruckprobe*. Springer Berlin.
4. Gogoberidze D. V. (1952) *Tviordosti i metodî eio izmerenia*. Mașghiz, Moscova.
5. Hangemühle W. (1965) *Härteprüfung C. 1. 1.* In: Werkstoffhandbuch Stahl und Eisen, Düsseldorf.
6. Landau D. (1943) *Hardness*, New-York The Nitralloy Corporation.
7. Lea F. C. (1936) *Hardness of metals*, London Gh. Griffin & Co.
8. Dudwik P. (1908). *Die Kegelprobe*, Berlin, Springer.
9. Lysaght V. E. (1949) *Indentation hardness testing*. New-York Reinhold Publ. Corp.
10. Martens S. A., E. Heyn (1912). *Handbuch der Materialienkunde für den Maschinenbau*, Berlin 1. Julius Springer.
11. Mott B. V. (1956) *Micro-indentation hardness testing*, London, Butterworths Publications.
12. Nadai A. (1963) *Theory of flow and fracture of solids*. Mc Graw Hill.
13. Năd ă șan St ș. a. (1965) *Încercări și analize de metale*. București, Editura tehnică.
14. O'Neill H., (1934) *The hardness of metals and its measurement*. London, Chapman & Hall.
15. Pilipciuk B. I. (1960) *Sovremennie sosteianie techniki opredelenia tviordosti metallov*. Standardtghiz, Moscova.
16. Pilipciuk B. I. (1962) *Obzor teorii tviordosti*, Moskova, Standartghiz.
17. Rațiu M., P. P. Popescu (1964) *Tehnica măsurării forțelor*. Ed. 2, București, Ed. didactică și pedagogică.
18. Rațiu M. (1966) Reproducerea scărilor de duritate în încercările mecanice ale metalelor. *Teză de doctorat Institutul politehnic*-Timișoara.
19. Roudié P. (1930) *Le controle de la dureté des métaux dans l'industrie* — Dunod Paris.
20. Sapoșnikov N. A. (1954) *Mehaniceskie ispitaniia meallov*, Ed. 2, Mașghiz.
21. Siebel E., N. Ludwig (1955) *Die Prüfung der metallischen Werkstoffe*. Ed. 2, Springer.
22. Späth W. (1940) *Physik und Technik der Härte und Weiche*, Berlin, Springer.
23. Tabor D. (1951) *The Hardness of metals*. Oxford, Clarendon Press.
24. Weingraber H. (1952) *Technische Härtemessung*, München, G. Hauser.
25. Williams S. R. (1942) *Hardness and hardness measurement*. Cleveland, Ohio, American Society for Metalls.

B. Articole

26. Attinger, M. C. (1946) Mesure de la dureté des petits cylindres. *Buletin annales Soc. suisse chron. et Laboratoires suisse rech. horologéres*, **2**, 321.
27. Attinger, M. C. (1947) Hardness testing method for small cylindrical workpieces. *Diamond Revue, 7*, 264.
28. Auerbach, F. (1891) Absolute Härtemessung. *Ann. Physik u. Chemie 43*, 63.
29. Baumann, R. (1926) *Die Härte weicher Metale. Z.V.D.I.*, 70, 403.
30. Benedicks, C. și Christiansen, V. (1924) Investigations on the Herbert Pendulum. *J. Iron Steel Inst.*, 60, 219.
31. Berkovici, E. S. (1950) In: *Zavodskaia laboratoria*, **16**, *3*, 345.
32. Böklen, R. (1950) Die Bestimmung der ersten Abweichung von der Hookschen Geraden aus Ludwikhärte. *Z. Metallkunde*, **41**, *9*, 295.

33. Böklen, R. (1949) Über den Zusammenhang der bezogenen Härtekurve mit der Zugfestigkeit metalischer Werkstoffe. *Z. Metallkunde*, **40**, *10*, 372.
34. Boussinesq, J. (1885) Application des potentiels à l'étude de l'equilibre et du mouvement des solides elastiqués. Paris.
35. Braun, A. (1958) Härtemessung: Grundlagen, Begriffe und Methoden. *Schweizer Archiv angew. Wissenschaft und Technik*, **24**, 105.
36. Braun, A. (1967) Funktionelle Zusammenhänge im Bereich der Härtemessung. *VDI Berichte*, **100**, 25...29.
37. Brinell, J. A. (1900) Mémoire sur les épreuves à bille en acier. II. *Congres Inst. des Méthodes d'essai des matériaux de construction*. Paris.
38. Bückle, H. (1959) Progress in Micro-Indentation Hardness Testing *Metallurgical Reviews*, **4**, *13*.
39. Davidenkov, N. N. (1947) How to construct a stress-strain diagram by hardness measurements. *Metallurgia*, Manchester **37**, *218*, 102.
40. Dettinger, O. (1934) Aus der Geschichte der Härteprüfung. *Durferrit Mitteilungen*, *3*, 29.
41. Döhmer, P. W. (1939) Die Endhärte nach Döhmer, ein wertvolle Werkstoffkennzahl *Z. Metallkunde*, **31**, *1*, 15.
42. Drozd, M. S., A. V. Drozd, (1963) Metoda pentru determinarea durității metalelor pe epruvete cu suprafață rugoasă. *Zavodskaia laboratoria*, **29**, *12*, 1485—1488.
43. Ehrenberg, W. (1941) Die Ritzhärte in c.g.s. Einheiten. *Z. Metallkunde*, **33**, *1*, 22.
44. Epprecht, W. (1964) Die Ursachen der Härte und ihrer Veränderungen. *Schweizer Archiv*, *3*,
45. Flurschütz F. (1966) Einige Betrachtungen über Normal- Härteprüfgeräte und die Aufstellung einer Härtebezugsbasis. *Feingerätetechnik*, **15**, *12*, 564...569.
46. Föppl, A. (1897) Härteversuche. *Mitteilungen mech. techn.* Lab. Techn. Hochschule München **25**, 37 și **28**, 42.
47. Föppl, L. (1936) Der Spannungszustand und die Anstrengung bei der Berührung zweier Körper. *Forschungen Ing. Wesen*, 209.
48. Franke, E. (1827) Ein Beitrag zur Härteprüfung. *Bericht 102 Werkstoffausschuss*: V. d. Eisenhüttenleute.
49. Gray, T. H. (1948) Harness testing of soft metals. *Iron Age*, **161**, *26*, 82.
50. Gray, T. H. (1945). Relation between hardness and others mechanical properties. *Product. Engineering*, **16**, 236.
51. Gray, T. H., H. Scott (1940) Hardness conversion for hard metals. *Iron Age*, **145**, *23*, 39.
52. Grodzinski, P. (1933) Härteprüfung fester Stoffe. *Archiv techn. Messen*, **5**, 9113—1.
53. Grodzinski, P. (1950) Neuere Entwicklung in der Härteprüfung. *Schweizer Archiv*, **16**, *11*, 335.
54. Guillet, L., G. Galibourg, (1925) Quelques resultats d'essai au pendule Herbert. *Revue de Métalurgie*, **22**, 238.
55. Guillery, M. R. (1921) Etude sur l'éssai de dureté à le bille (Essai Brinell). *Révue de Métallurgie*, **18**, *5*, 101...106.
56. Gulyaev, A. P., R. I. Mitelberg (1949) Metal hardness tests. Russian criticism of existing methods. *Chem. Age, London*, **61**, 323.
57. Hatch, D. și J. W. Whittaker (1950) *Meyer analysis of metals. Nature*, **165**, 646.
58. Hencky, H. (1923) Über einige statisch bestimmte Fälle des Gleichgewichtes in plastischen Körpern. *Z. für angewandten Mathematik und Mechanik*, **3**, *4*, 241.
59. Hencky, H. (1944) Die Begriffe Härte und Formänderungswiederstand und ihre Anwendungsmöglichkeit im Materialprüfungswesen. *Stahlbau*, **17**, *5/7*, 21.
60. Herbert, E. G. (1923) The Herbert pendulum hardness tester. *Engineer*, **135**, 686.
61. Herbert, E. G. (1937) A Continues Hardness Tester. *Engineering*, **144**, 495.
62. Hertz, H. (1881) Über die Berührung fester elastischer Körper. *J. reine angew. Mathematik*, **92**, 156.
63. Heyer, R. H. (1937) Analysis of the Brinell hardness test. *Proc. Amer. Soc. Test. Mat.*, **37**, 119.

64. Holm, E. R. și a. (1949) Theory of hardness and measurements applicable to contact problems. J. *appl. Physics*, **20**, 4, 319.
65. Hrusciov, M. M. (1950) Trudî sovesciania po microtviordosti. *A.N.S.S.S.R.M.*
66. Işlinski A. In. (1944) Osesimetricinaia zadacia plasticinosti i pribora Brinellia. *Prictadnaia matematika i mechanika*, **8**, *3*.
67. Jimeno, E., J. Teraza (1950) The Meyer law for hardness test. *Nature*, **166**, 359.
68. Kappler, E. (1949) Uber die Härte. *Z. angewandte Physik*, **1**, *12*, 564.
69. Kappler, E. (1961) Die physikalischen Grundlagen der Härtemessung. *VDI Berichte*, **41**, 712.
70. Kick, F. (1885) *Das Gesetz der proportionalen Widerstände und seine Anwendung*. Leipzig, A. Felix.
71. Kip H. (1911) Determination of the hardness of minerals. *Amer. J. Scientific*, **31**, 96.
72. Kirsch, B. (1891). Uber die Bestimmung der Härte. *Mitteilungen techn. Gewerbemuseum*, Wien.
73. Kirschkin, S. T., R. L. Petrusevitsch, (1948) Despre natura durității și a rezistenței metalelor și aliajelor. *Isw. Akad. Nauk SSSR*. 87.
74. Knopp, F. și a. (1947) A sensitive pyramidal diamond tool for indentation measurements. *Ind. Diamond Rev. 7*, 198.
75. Kokado, S. (1925) Hardness and hardness measurement. *J. Soc. Mech. Engrs., Japan*, **28**.
76. Koniahin, I. R. ș. a. (1964) Determinarea durității și altor caracteristici mecanice prin compresiunea epruvetelor conice. *Zavodskaia Laboratoria*, **30**, 4, 485—86.
77. Körber, F., I. B. Simonsen (1922) Dynamische Härteprüfung nach der Diferentialmethode. *Eisenforschung*, **4**, *4*, 61.
78. Krulla, R. (1921) Ein absolutes Mass der Härte. *Z. Metallkunde*, **13**, 331.
79. Kuntze, W. (1936) Richtlinien für einheitliche Härteprüfungen, *Z. prakt. Metallbearbeitung*, **46**, 575.
80. Lazarev, P. P. (1918) *Izvestia Rosiskoi* A. N. 1259, 2241, 2241.
81. Lorenz, H. (1913) *Lehrbuch der technischen Physik*, Vol. 4 Technische Elastizitätslehre München, Oldenburg.
82. Ludwig, N. (1951) Uber den Vergleich der Härteskala nach Mohs mit den Ergebnissen anderer Härteprüfverfahren. *Metalloberfläche*, **5**, *3*, 38.
83. Ludwik, P. (1922) Kohäsion, Härte und Zähigkeit. *Z. Metallkunde*, **14**, *6*, 101.
84. Lysaght, V. E. (1961) Stand der Mikro- Härtebestimmung in den Vereinigten Staaten. *VDI Berichte*, **41**, 93—98.
85. Lysaght, V. E. (1967) Eindringhärtemessung in dem U.S.A. *Feingerätetechnik*, **16**, *1*, 7...10.
86. Martens, A., E. Heyn (1909) Uber eine Vorrichtung zur vereinfachten Prüfung der Kugeldruckhärte und über die damit erzielten Ergebnissen. *VDI Forschungsheft*, 75.
87. Meincke, H. (1942) Die Bestimmung der Höchsthärte nach den Kugeldruckverfahren. *Z. Metallkunde*, **34**, *12*, 289.
88. Meyer, E. (1909) Untersuchungen über Härteprüfungen und Härte. *VDI Forschungsheft, 65/66*.
89. Meyer, K. (1962) Uber den gegenwärtigen internationalen Stand der Härteprüfung. *Schweizer Archiv, 1*.
90. Meyer, K. (1967) Zum gegenwärtigen Internationalen Stand des technischen Härteprüfwesens — *VDI Berichte*, **100** — 5...24.
91. Miklosi, C. (1938) Insușirile metalelor și aliajelor în lumina încercărilor tehnologice. *Sudura*, **1**, *3—4*, și Sudura **2**, *1—4* (1939).
92. Mahin, E. G., H. J. Foss (1939) Verfahren zur Ermittlung der absoluten Härte von Metallen. *Stahl- u. Eisen*, **59**, 315.
93. Moser, H. (1953) Über die Härte. *Z. Metallkunde*, **44**, 43.
94. Moser, M. (1929) Die technische Härteprüfung. *Krupp Mitt.* **10**, 62.

95. Nădăşan, Şt. (1933) Beitrag zur Untersuchung des Zusammenhanges zwischen Brinell- und Shore-Härte bei Gusseisen. *Bulletin scientifique de l'Ecole Polytechnique-Timişoara,* **5,** *1.*
96. Pilipciuk, B. I. (1959) O novom cisle tviordosti. *Zawodskaia laboratoria* **6.**
97. Pilipciuk, B. I. (1962) O novom metodi vîcisleniia tviordosti po piramide. *Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov. 8.*
98. Pilipciuk, B. I. (1964) O novom cisle tviordosti. *Zavodskaia laboratoria,* **30,** *2,* 246.
99. Pomp, A., H. Schweinitz (1926) *Der Herbert-Pendelhärteprüfer und seine Eignung für die Werkstoffprüfung.* Düsseldorf, Stahleisen.
100. Pöschl, Th. (1942) Theorie der Härte zäher Werkstoffe auf plastizitäts theoretische Grundlage. *Archiv Eisenhüttenwesen* **16,** *10,* 43. 425.
101. Pöschl, Th., H. Bückle (1946) Härte fester Körper. *Physik der festen Körper,* Wiesenbaden. G. Joos.
102. Pöschl, V. (1909) *Die Härte der festen Körper.* Dresden Th. Steinkopf.
103. Prandtl, L. (1923) Anwendungsbeispiele zu einem Henckyschen Satz über das platische Gleichgewicht. *Z. angewandte Mathematik u. Mechanik,* 3, *6,* 401.
104. Raţiu M. (1967) Reproductibilitatea scărilor de duritate Brinell, Vickers şi Rockwell. *Cercetări metalurgice-Bucureşti* **9,** p.
105. Raţiu M. (1968) Consideraţii asupra tensiunilor de contact la imprimări sferă-plan. *Studii şi cercetări de metalurgie,* **13,** 1.
106. Réaumur F. R. N. (1722) *L'art de convertir le fer forgé en acier et l'art d'adoucir le fer fondu*-Paris.
107. Richer, G. C. (1945) Indentation hardness. *Metals & Alloys,* **22,** 860.
108. Rockwell, S. P. (1922) *Trans. Am. Soc. for Steel Treating,* p. 1913.
109. Ros M., A. Eichinger (1932) Elastizität, Plastizität, Zähigkeit, Sprödigkeit und Härte. *AIER-Congres de Zürich,* **2** 530 . . . 543.
110. Schulz, H. (1951) Essais de dureté. *Microtecnic,* **5,** *1,* 6.
111. Shore, A. F. (1907) *American Machinist,* **30,** 747.
112. Shore, A. F. (1918) *J. Iron Steel Inst,* **2,** *59.*
113. Smith, G. S. (1949) New scale of hardness. *Engineer,* **188,** 235.
114. Späth W. (1940) Zur Festlegung von Grundbegriffen in der Werkstofflehre. *Metallwirtschaft,* **19,** *48,* 1080.
115. Späth, W. Vergleichende Betrachtungen zwischen Härte und Festigkeitswerten. *Metallwirtschaft,* **20,** *49/50,* 1885.
116. Späth, W. (1949) Über die Härte und deren Messung. *Metalloberfl.* **3,** *12,* 215.
117. Staiermann, I. (1949) Ja — *Contactnaia zadacea teoria uprogosti,* Moscova, Gostehizdat.
118. Tabor, D. (1948) A simple theory of static and dynamic hardness. *Proc. ry, soc. London, 192,* 247.
119. Tabor, D. (1954) The Hardness and Strength of metals. *I. Inst. Met., 1294,* 1 . . . 8.
120. Weingraber, H. (1944) Voraussetzungen für eine zuverlässige Härteprüfung. *AME,* 7, *4,* 19.
121. Yoshizava, K. (1961) Überblick über die Untersuchungen auf dem Gebiet der Härteprüfung in Japan. *VDI Berichte,* **41,** 33—40.

CALCULUL LA FLUAJ ÎN CONSTRUCȚIA DE MAȘINI
PARTEA I.

N. N. MALININ

Școala superioară tehnică Bauman — Moscova.—

Lucrarea prezintă o sinteză a lucrărilor, în special ale cercetătorilor sovietici, în problema de mare actualitate a calculului organelor de mașini care lucrează la temperaturi ridicate iar solicitarea lor este însoțită de fenomenul de fluaj. Lucrarea se împarte în următoarele două mari părți:

I) studiul experimental al fluajului la întindere monoaxială ca bază a calculelor organelor de mașini la fluaj, și

II) starea de tensiune și de deformație în elemente de construcție în condiții de fluaj.

În prima parte, după ce se definește fluajul și se enumeră principalele cazuri întîlnite în tehnică, în care apare fluajul, se dau noțiunile de bază prin care se caracterizează, din punct de vedere fenomenologic, fluajul și principalele relații. Apoi se expun principalele ipoteze la fenomenul de fluaj, concordanța acestor ipoteze cu rezultatele experimentale și se încheie cu problema rezistenței de durată.

În partea a II-a se face o analiză a ipotezelor principale de plasticitate în condițiile fluajului și concordanța cu experiența, apoi se examinează problema rezistenței de durată la starea de tensiune multiaxială și se expun principalele metode de rezolvare a problemelor fluajului staționar și nestaționar. Ultimele paragrafe sînt consacrate analizei critice a lucrărilor care tratează problemele de calcul în condiții de fluaj, ale barelor și sistemelor de bare, ale tuburilor cu pereți groși și discuri, ale plăcilor și pînzelor, precum și cu problemele de concentrare ale tensiunlor, problemele de contact și problema duratei pînă la rupere a elementelor de construcții.

I. STUDIUL EXPERIMENTAL AL FLUAJULUI LA ÎNTINDEREA MONOAXIALĂ CA BAZĂ A CALCULULUI ORGANELOR DE MAȘINI LA FLUAJ

1. *Generalități*

Dezvoltarea numeroaselor ramuri ale construcției de mașini a dus la apariția problemei calculului organelor de mașini la fluaj. De obicei, prin fluaj înțelegem creșterea lentă a deformațiilor piesei sub sarcină constantă.

Vom folosi însă o definiție mai generală dată de Iliușin [43] și anume: numim fluaj fenomenul variației în timp a deformațiilor și tensiunilor apărute ca rezultat al încărcării piesei.

Calculele efectuate prin metoda rezistenței materialelor, sau a teoriei elasticității și plasticității, nu reflectă aceste fenomene. Aceste capitole ale științei nu pot răspunde la întrebarea care sînt tensiunile sau deformațiile într-o piesă după o zi, o săptămînă sau un an de la încărcare.

Tensiunile și deformațiile apărute sub sarcini variază cu timpul. Uneori aceste variații sînt considerabile, alteori pot fi neglijate. Pentru piesele din oțel sau fontă fluajul este considerabil la temperaturi înalte și cu cît temperatura este mai ridicată cu atît mai intens va fi procesul fluajului. Însă pentru o serie de materiale ca de exemplu: metalele cu temperatură de topire joasă sau materialele polimerice, fenomenul fluajului se observă și la temperatura camerei.

Astfel, problema necesității considerării în calcul a fluajului trebuie rezolvată în funcție de material, grad de solicitare și temperatură. Dacă ruperea piesei are loc după un interval de timp destul de mare, tensiunile și deformațiile în momentul ruperii pot diferi de mărimile inițiale. De aceea, analizînd ruperea, trebuie să se țină seama de redistribuția tensiunilor în urma fluajului.

Din cele expuse rezultă că particularitatea calculului la fluaj este luarea în considerare a factorului timp, care de obicei se neglijează în calculele după metodele rezistenței materialelor, teoriei elasticității sau teoriei plasticității.

În ultimul timp, savanții sovietici și străini au efectuat cercetări importante în legătură cu problema fenomenului de fluaj și cu elaborarea metodelor de calcul a organelor de mașini la fluaj. Cu toate acestea, nu putem considera problema pe deplin rezolvată pentru a putea construi o teorie riguroasă a fluajului. Totuși, dezvoltarea construcției de mașini necesită elaborarea de metode de calcul a organelor de mașini la fluaj. Constructorii nu pot aștepta apariția unei teorii riguroase. Ei au nevoie cel puțin de metode aproximative, care să-i ajute la proiectare.

În cele ce urmează se prezintă o sinteză despre ipotezele și metodele calculului la fluaj a organelor de mașini, precum și soluțiile existente. Nu se analizează în această lucrare stabilitatea elementelor de construcție. Deoarece în construcția de mașini sînt foarte răspîndite calculele bazate pe ipotezele îmbătrînirii, curgerii și ecruisării, acestor ipoteze li s-a acordat o importanță deosebită. Teoria eredității a primit o largă dezvoltare în prezent, mai ales în calculul construcțiilor tehnice executate din beton și beton armat. Lucrările [2] și [28] se ocupă în mod special de această problemă.

Prezenta lucrare de sinteză a fost întocmită în cea mai mare parte pe baza lucrărilor savanților sovietici.

2. *Fluajul sub sarcină constantă de întindere*

Calculul organelor de mașini la fluaj se bazează pe rezultatele studiului experimental al postacțiunii la întindere monoaxială, sub sarcină constantă. Rezultatele încercărilor sînt prelucrate sub formă de diagrame care reprezintă variația în timp a deformațiilor totale ε sau a celor plastice ε_p sub sarcini și temperaturi constante. Aceste grafice se numesc curbe de fluaj.

Pentru determinarea tensiunilor și deformațiilor în condiții de fluaj, trebuie să cunoaștem familia de curbe de fluaj la diferite temperaturi și tensiuni. În prezent avem prea puține date de acest fel. Deseori calculul construcțiilor la fluaj nu se poate efectua din lipsa curbelor de fluaj la diferite tensiuni și temperaturi.

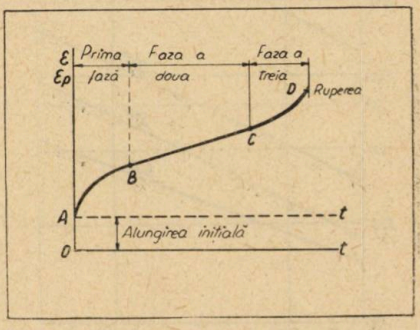


Fig. 1.

De asemenea sînt insuficient studiate porțiunile inițiale ale curbelor de fluaj, ceea ce îngreunează efectuarea calculelor la fluaj de scurtă durată. Forma curbelor depinde de tensiune și temperatură. Adesea aceste curbe au forma din *figura 1*. În prima fază (porțiunea AB), viteza deformației plastice

$$\dot{\varepsilon}_p = \frac{d\varepsilon_p}{dt}$$

scade treptat. În a doua fază (porțiunea BC), procesul decurge cu o viteză constantă și minimă a deformației plastice $\dot{\varepsilon}_{p\,min}$ care depinde de tensiune și de temperatură. La o anumită temperatură, viteza minimă a deformației plastice este :

$$\dot{\varepsilon}_{pmin} = Q(\sigma)$$

unde $Q(\sigma)$ — funcție oarecare de tensiune.

Relativ la forma funcției $Q(\sigma)$ există diferite recomandări [84], [126].

Cea mai comodă pentru calcule și care se verifică experimental cel mai bine, este relația exponențială dintre viteza minimă de deformație plastică și tensiune,

$$\dot{\varepsilon}_{pmin} = k\sigma^n \qquad (1)$$

unde k și n sînt constante pentru materialul considerat la temperatură dată. Ca exemplu, în *figura 2*, este reprezentat în coordonate logaritmice graficul relației (1) pentru un oțel crom-molibden. Punctele reprezintă rezultatele experimentale. Din acest grafic se vede că relația (1) este confirmată experimental. În lucrarea [126] sînt date datele cu valorile coeficienților k și n.

In faza a treia (porțiunea *CD, fig. 1*) viteza de deformație crește pînă cînd intervine ruperea (punctul *D*). Creșterea vitezei de deformație plastică în faza a treia se explică prin apariția găurii sau fisurării în interiorul epruvetei, care se dezvoltă în timp în material [152]. O dată cu creșterea tensiunii și temperaturii vor crește și vitezele deformației plastice, iar durata celei de a treia faze se reduce. Vom observa că pentru calcule prezintă interes în special prima și a doua fază, deoarece a treia este cea care precede ruperea materialului

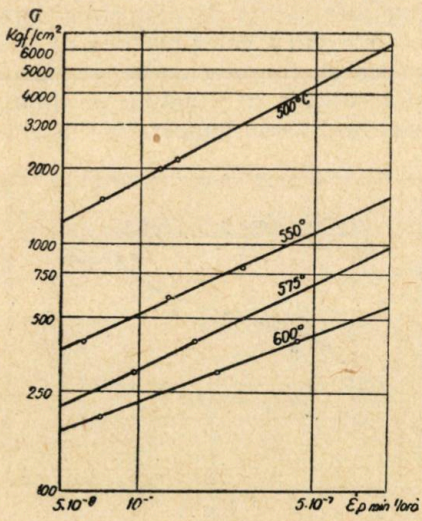


Fig. 2.

Pe baza analizei curbelor de fluaj s-au propus diferite ecuații pentru prima și a doua porțiune a acestor curbe [49], [126]. Diferitele relații dintre deformația plastică, timp și tensiune pentru un material dat, se pot împărți în două grupe.

Pentru prima grupă de formule, se folosește ipoteza că curbele de fluaj în coordonate t, ε , la diferite tensiuni, și la aceeași temperatură, sînt geometric asemenea. Aceasta ne arată că curbele de fluaj se pot obține dintr-o aceeași curbă, prin înmulțirea coordonatelor cu o mărime care este o funcție de tensiune. Deci, relația dintre deformație plastică, tensiune și timp, la o anumită temperatură, se scrie ca produs a două funcții, dintre care una Q este funcție de tensiune, iar alta Ω este funcție de timp :

$$\varepsilon_p = Q \cdot \Omega \tag{2}$$

In a doua grupă de formule se presupune că deformația plastică este compusă din două părți : deformația plastică cu viteză variabilă și deformația plastică cu viteză constantă. Forma generală a celei de a doua grupe este :

$$\varepsilon_p = Q_1 \psi + Qt \tag{3}$$

unde pentru o anumită temperatură, Q și Q_1 sînt funcții de tensiune iar ψ — funcție de timp. Diferite recomandări privind forma acestor funcții sînt arătate în lucrările [84] și [126].

Evident că relația (3) este mai flexibilă și permite descrierea cu mai multă precizie a curbelor decît relația (2). Insă adesea și (2) este destul de precisă pentru practică. Totodată ea este mai simplă și mai comodă. De obi-

cei, în cazul relației (2), se presupune că funcția Q este o exponențială a tensiunii:

$$\varepsilon_p = \sigma^n \cdot \Omega \tag{4}$$

unde: n este constantă pentru materialul dat și temperatura dată.

Figura 3 reprezintă graficul funcției Ω pentru cupru la 165 °C. Punctele s-au obținut din trei curbe de fluaj. Trebuie observat că în unele cazuri ipoteza asemănării geometrice a curbelor de fluaj nu se verifică experimental. În prezent, relația analitică între Ω și temperatură nu este stabilită cu precizie, după cum nu s-a stabilit nici relația analitică între n și temperatură. Însă analiza rezultatelor la diferite temperaturi permite să se considere că Ω se exprimă sub formă de produs a două funcții:

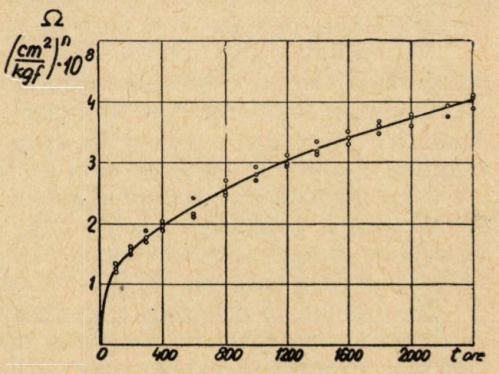


Fig. 3.

$$\Omega = T \cdot \Omega_1$$

unde T este funcție numai de temperatură, iar Ω_1 funcție numai de timp.

3. *Ipotezele de fluaj*

În cazul general al fluajului, variația deformațiilor este însoțită de variația tensiunilor. Pentru stabilirea relației dintre deformație, tensiune, vitezele lor de variație și timp, în cazul întinderii monoaxiale trebuie să limităm la minimum numărul variabilelor și să formulăm ipoteze cu privire la faptul între care dintre aceste variabile există o relație funcțională. Aceste ipoteze se numesc ipotezele de fluaj.

După alegerea variabilelor principale trebuie stabilită o relație analitică între ele. Evident că putem presupune diferite relații. Cea mai bună va fi aceea care corespunde cu datele experimentale. De aceea este evident că în cursul căutării relației analitice, apar diferite ipoteze, precum și diferite variante ale aceleiași ipoteze.

Cu toate că nu putem nega importanța alegerii relației analitice între variabile, totuși această problemă se supune unei discuții de principiu în ceea ce privește variabilele care trebuie corelate. Aceasta se rezolvă cu ajutorul ipotezelor de fluaj.

În literatură, aceste ipoteze se numesc de obicei teorii ale fluajului. Considerăm că prima denumire este mai potrivită deoarece ea reflectă mai corect starea ipotetică a presupunerilor formulate.

Ipoteza de fluaj trebuie să permită, pe baza încercărilor simple, stabilirea comportării materialului în cazul general al variației tensiunilor și deformațiilor în timp.

Ipoteza de fluaj trebuie să asigure determinarea legii de variație a deformațiilor, conform unei legi date în funcție de variația tensiunilor și reciproc. În cazul particular, această ipoteză trebuie să permită întocmirea curbelor de relaxare pe baza unei serii de curbe de fluaj.

Valabilitatea unei ipoteze de fluaj poate fi confirmată numai prin verificare experimentală. Această verificare se poate face pe mai multe căi : de exemplu, prin compararea rezultatelor studiului experimental al fluajului (sau relaxării) la tensiune variabilă (sau deformație variabilă) cu rezultatele teoretice obținute în baza ipotezei de fluaj.

Însă, metoda cea mai simplă este compararea rezultatelor cercetării experimentale a relaxării la deformație constantă cu datele obținute pe baza ipotezei de fluaj. În prezent există patru ipoteze de fluaj : 1) ipoteza îmbătrînirii, 2) ipoteza curgerii, 3) ipoteza ecruisării, 4) ipoteza eredității plastice.

Menționăm că denumirile ipotezelor sînt în general convenționale.

Ipoteza îmbătrînirii. Conform acestei ipoteze, propuse de Soderberg [205], la o anumită temperatură, există o relație între deformația plastică, tensiune și timp :

$$\Phi_1(\varepsilon_p, \sigma, t)=0 \tag{5}$$

Relația dintre deformația plastică, tensiune și timp, conform ipotezei îmbătrînirii, se poate obține prin generalizarea relațiilor (2) sau (3) pentru cazul tensiunilor variabile în timp. Ecuația relaxării tensiunilor la deformație constantă, în cazul cînd tensiunea, în momentul inițial $\sigma(o)$ nu întrece limita de proporționalitate a materialului, are forma :

$$\frac{\sigma(o)}{E}=\frac{\sigma}{E}+\varepsilon_p \tag{6}$$

Dacă în această ecuație introducem deformația plastică din formula (2) sau (3), obținem ecuația relaxării la deformație constantă pe baza ipotezei îmbătrînirii, folosind o anumită formă a ecuației curbei de fluaj. În particular, considerînd valabilă relația (4) avem :

$$E\cdot\Omega\cdot\sigma^n+\sigma=\sigma(o) \tag{7}$$

O altă formulare a ipotezei îmbătrînirii a fost propusă de Rabotnov. Curbele de fluaj se pot transforma în coordonatele ε, σ pentru anumite valori ale timpului (*fig. 4*). Aceste curbe se numesc curbe izocrone de fluaj. Uneori ele pot fi considerate cu o anumită aproximație chiar geometric asemenea. Dacă putem neglija deformațiile elastice și plastice inițiale, în comparație cu

cele de fluaj, atunci asemănarea curbelor de fluaj în planul ε, σ este urmare a asemănării curbelor de fluaj în planul t, ε_p. La tensiuni relativ scăzute, cînd deformațiile elastice sînt considerabile, asemănarea nu mai are loc. În cazul asemănării curbelor izocrone de fluaj avem:

$$\sigma = \varphi(\varepsilon) \cdot \psi(t)$$

Considerînd $\psi(o) = 1$, funcția $\varphi(\varepsilon)$ ne dă diagrama încercării la tracțiune a materialului. Următoarea expresie analitică a funcției ψ dă o concordanță mai bună cu rezultatele experimentale:

$$\psi = \frac{1}{1 + a \cdot t^b}$$

O variantă a ipotezei îmbătrînirii este teoria lui Beleaev [6] care a fost oarecum îmbunătățită în lucrarea noastră [87]. Conform acestei ipoteze relația dintre deformația plastică, tensiune și timp are forma:

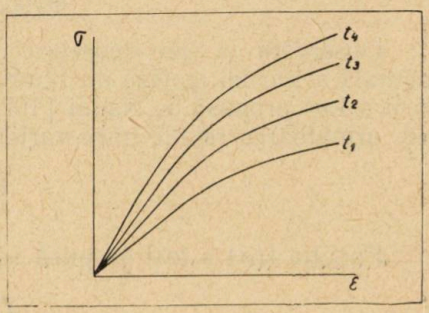


Fig. 4.

$$\varepsilon_p = \sigma \int_o^t \sigma^{n-1} \cdot B \cdot dt \qquad (8)$$

unde: B este funcție de timp.

Ecuația curbei de relaxare la deformație constantă, conform acestei ipoteze este:

$$\sigma = \sigma(o) [1 + nE \cdot \sigma^{n-1}(o) \cdot \Omega]^{-\frac{1}{n}} \qquad (9)$$

Ipoteza curgerii. Conform acestei ipoteze, la o anumită temperatură există o relație între viteza deformației plastice, tensiune și timp.

$$\Phi_2(\dot{\varepsilon}_p, \sigma, t) = 0. \qquad (10)$$

Această ipoteză a fost propusă de Davenport [192]. Cea mai răspîndită este relația exponențială dintre viteza deformației plastice și tensiune.

$$\dot{\varepsilon}_p = \sigma^n \cdot B \qquad (11)$$

În cazul tensiunilor constante în timp, din relația (11) rezultă ecuația (4) în care:

$$\Omega = \int_o^t B \cdot dt$$

Ecuația curbei de relaxare, la deformație constantă, conform ipotezei curgerii, folosind relația (11) este :

$$\sigma=\sigma(o)\cdot[1+(n-1)\cdot E\cdot\sigma^{n-1}(o)\cdot\Omega]^{-\frac{1}{n-1}}. \tag{12}$$

Ipoteza ecruisării. Conform acestei ipoteze, la o anumită temperatură există o relație între deformația plastică ε_p, viteza deformației plastice $\dot{\varepsilon}_p$ și tensiune σ.

$$\Phi_3(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, \sigma)=0 \tag{13}$$

Observăm că spre deosebire de ipotezele precedente, în ecuația fundamentală a acestei ipoteze nu figurează timpul în mod explicit. Ipoteza ecruisării a fost propusă de Nadai [102] și Davenport [192]. Cea mai răspîndită este următoarea relație între variabile :

$$\dot{\varepsilon}_p=\frac{f(\sigma)}{\varepsilon_p^{\beta}} \tag{14}$$

Funcția $f(\sigma)$ a fost propusă sub următoarele forme :

$$f(\sigma)=\alpha\cdot\sigma^{\nu} \tag{15}$$

$$f(\sigma)=K\exp\frac{\sigma}{A} \tag{16}$$

$$f(\sigma)=a\left(e^{\frac{\sigma}{b}}-1\right) \tag{17}$$

Sesterikov [183], pe baza inegalității evidente $\frac{\partial^2\varepsilon_p}{\partial\sigma^2}>0$, a arătat că funcția $f(\sigma)$ trebuie să satisfacă următoarea relație :

$$f''(\sigma)\geqslant\frac{\beta-1}{\beta}\cdot\frac{[f(\sigma)]^2}{f(\sigma)}$$

Expresia (17) nu satisface această condiție și de aceea folosirea ei în calcule la fluaj poate conduce la rezultate inexacte.

Ecuațiile curbelor relaxării la deformație constantă, conform ipotezei ecruisării, au forma :

$$t=\frac{1}{\alpha\cdot E^{\beta+1}}\int_{\sigma}^{\sigma(o)}[\sigma(o)-\sigma]^{\beta}\frac{d\sigma}{\sigma^{\nu}} \tag{18}$$

folosind relația (15) și forma :

$$t=\frac{1}{k\cdot E^{\beta+1}}\int_{\sigma}^{\sigma(o)}[\sigma(o)-\sigma]\exp\left(\beta-\frac{\sigma}{A}\right)d\sigma \tag{19}$$

folosind relația (16).

Ipoteza eredității plastice. Această ipoteză, propusă de Rabotnov [129], [130] generalizează teoria relației dintre deformații la un moment dat și deformația anterioară a materialului (teoria eredității).

Conform ipotezei eredității plastice, relația dintre tensiune, deformație și timp are forma :

$$\varphi(\varepsilon)=\sigma(t)+\int_0^t k\cdot(t-\xi)\cdot\sigma(\xi)\cdot d\xi. \tag{20}$$

Această relație, în raport cu funcția $\sigma(t)$, este o ecuație integrală Volterra de speța a doua. În această ecuație funcția $\varphi(\varepsilon)$ este numai funcție de deformație, care este reprezentată de diagrama întinderii materialului ; $\sigma(t)$ — tensiune (în general variabilă cu timpul) ; ξ — variabila de integrare între 0 și t ; $k(t-\xi)$ nucleul ecuației integrale (funcția diferenței a două variabile $\xi-t$). Pentru cazul fluajului la tensiune constantă, ecuația (20) ne dă :

$$\varphi(\varepsilon)=\sigma[1+c(t)] \tag{21}$$

unde

$$c(t)=\int_0^t k(t-\xi)\cdot d\xi$$

deci :

$$c'(t)=k(t)$$

Astfel, din funcția experimentală c se poate obține nucleul ecuației integrale. Din (21) rezultă că în baza ipotezei eredității plastice, curbele de fluaj, în coordonatele ε, σ sînt asemenea. Rezolvînd ecuația (20), în raport cu $\sigma(t)$, obținem :

$$\sigma(t)=\varphi(\varepsilon)-\int_0^t \Gamma(t-\xi)\cdot d\xi \tag{22}$$

unde funcția diferenței $\Gamma(t-\xi)$ celor două variabile $(t-\xi)$ este rezolvanta ecuației integrale (20).

Pentru cazul relaxării la deformație constantă, ecuația (22) ne dă :

$$\sigma(t)=\varphi(\varepsilon)\cdot[1-R(t)] \tag{23}$$

unde :

$$R(t)=\int_0^t \Gamma(t-\xi)d\xi$$

Ecuația (23) este ecuația relaxării la deformație constantă. Spre deosebire de ipotezele precedente, ipoteza eredității plastice descrie fenomenul fluajului invers. În ultimul timp, în diferite lucrări [22], [18], [20], s-a făcut încercarea folosirii principiilor termodinamice pentru formularea teoriei fluajului. Aceasta poate simplifica mult cercetările experimentale pentru determinarea numerică a diferiților parametri care intră în ecuații, precum și stabilirea relației funcționale între aceștia.

4. *Analiza și verificarea experimentală a ipotezelor de fluaj*

Vom examina diferitele ipoteze de fluaj și apoi vom compara rezultatele obținute cu datele cercetărilor experimentale.

Ipoteza îmbătrînirii consideră prezența legăturii funcționale între deformație, tensiune și timp. În realitate, acest lucru nu este posibil, deoarece prezența unei astfel de legături ar arăta că deformația ε, în momentul t nu depinde de procesul încărcării, adică de mărimea tensiunilor în momentele precedente lui t, ceea ce contrazice experiența. De aceea, folosirea ipotezei îmbătrînirii la sarcini variabile, poate conduce la rezultate eronate. Astfel, dacă se încearcă epruveta la tensiunea σ, (*fig. 5*), iar în momentul t_1 ea crește instantaneu pînă la σ_2, conform ipotezei îmbătrînirii, deformația prin fluaj crește de la valoarea ε_1 la valoarea ε_2 ceea ce contrazice experiența. Însă, la sarcini constante, ipoteza îmbătrînirii corespunde cu rezultatele experimentale și se poate folosi în calcule ca ipoteză de lucru.

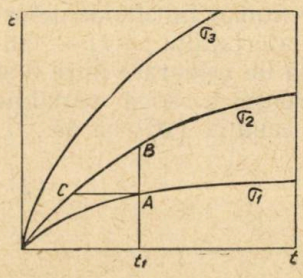


Fig. 5.

Revenind la experiența de mai sus, observăm că în baza ipotezei curgerii după creșterea tensiunii de la σ_1 la σ_2, viteza deformației plastice este dată de unghiul de înclinare al tangentei la curba de fluaj pentru tensiunea în punctul B, iar conform ipotezei ecruisării în punctul C. În lucrarea [194] există indicații că studiul experimental confirmă ipoteza ecruisării.

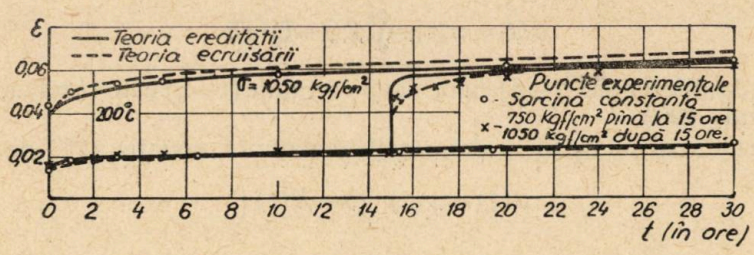


Fig. 6.

Jukov, Rabotnov și Ciurikov au efectuat cercetări experimentale de fluaj pe epruvete de cupru la temperaturile 165°, 200°, 235°, 270°, atît la sarcini constante, cît și la sarcini variabile în trepte [36]. Rezultatele încercărilor au fost comparate cu datele teoretice calculate pe baza ipotezei ecruisării formulate prin (14), (15) și a eredității plastice. În *figura 6*, ca exemplu sînt reprezentate curbele fluajului la sarcini constante și variabile în trepte, construite pe baza ipotezei eredităților plastice (linii continui) și ecruisării

(linii întrerupte) la 200 °C. Punctele marcate cu cercuri și x reprezintă rezultatele experimentale.

Compararea rezultatelor teoretice cu cele experimentale arată că ipoteza ereditătii plastice și cea a ecruisării concordă bine cu datele experimentale. În articolul lui Namestnikov și Hvastunkov [110] sînt descrise încercările la sarcini constante și variabile în trepte, efectuate la 150° și 200 °C cu epruvete din duraluminiu. La sarcini variabile în trepte, epruveta se deformează întîi la tensiunea σ_1 în timpul t_1, iar apoi la tensiunea σ_2 în timpul t_2. Rezultatele încercărilor au fost prelucrate conform ipotezei ecruisării, prin formulele (14) și (16). Aceasta a permis să se stabilească că dacă tensiunea variază de la una mare la alta mai mică, atunci punctele experimentale se vor situa aproape de cele calculate, în caz contrar, ele se amplasează deasupra curbei teoretice. Deformația obținută la încercări mai întîi la tensiunea σ_1 în timpul t_1, iar apoi la tensiunea σ_2 în timpul t_2, diferă de deformația obținută la încercări în ordine inversă. Odqvist [125] a arătat că după ipoteza ecruisării, aceste deformații ar trebui să fie identice, (după așa numita lege a „comutativității încărcării"). Astfel, legea comutativității încărcării nu este satisfăcută.

În articolul lui Namestnikov și Rabotnov [113] s-a făcut încercarea de a îmbunătăți concordanța dintre datele experimentale și cele teoretice la creșterea în trepte a sarcinii, prin introducerea în ecuația fundamentală a ipotezei ecruisării, a unui parametru suplimentar. Acest parametru își păstrează valoarea constantă la tensiune constantă, dar variază discontinuu cînd tensiunea crește în trepte. Pentru acest parametru s-a luat mărimea

$$\eta = \int_0^{\sigma} \varepsilon_p \cdot d\sigma.$$

Ecuația fundamentală a ipotezei ecruisării se scrie sub forma [113]

$$\dot{\varepsilon}_p \cdot \varepsilon_p^{\beta} = K \exp\left(\frac{\sigma}{A} + \frac{\eta}{B}\right). \tag{24}$$

În *figura 7* sînt date rezultatele încercărilor cu tensiunea variind între 800 kgf/cm² și 1 600 kgf/cm² ; punctele corespund mediei a trei epruvete încercate ; linia continuă corespunde ecuației (24), iar cea întreruptă ecuației (14) și (16). După părerea autorilor lucrării construirea curbei de fluaj la reducerea în trepte a sarcinii trebuie să se facă conform ecuațiilor (14) și (16). Astfel, ecuația (24) nu este valabilă pentru toate cazurile de variație a tensiunilor.

În articolul lui Namestnikov și Rabotnov [114] s-au comparat rezultatele încercărilor descrise în articolul [110] cu datele teoretice deduse după ipoteza ereditătii. În *figura 8* sînt date rezultatele a două încercări : la tensiunea care crește de la 800 kgf/cm² la 1 600 kgf/cm² și la tensiunea care descrește de la 1 600 kgf/cm² la 800 kgf/cm². Liniile pline sînt curbele teoretice construite în baza ipotezei ereditătii plastice a lui Rabotnov (20), iar cele în-

trerupte corespund ipotezei eredității a lui Arutiunian [2] și Rozovski [151]. Pe baza rezultatelor teoretice și experimentale s-a constatat o concordanță similară cu cea în cazul aplicării ipotezei ecruisării. In cazul sarcinilor descrescătoare, teoriile eredității dau un fluaj invers destul de mare. In realitate acest efect joacă un rol mai puțin important.

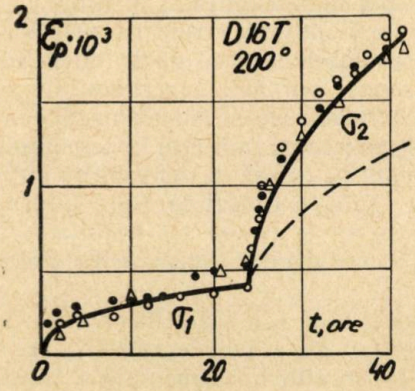


Fig. 7.

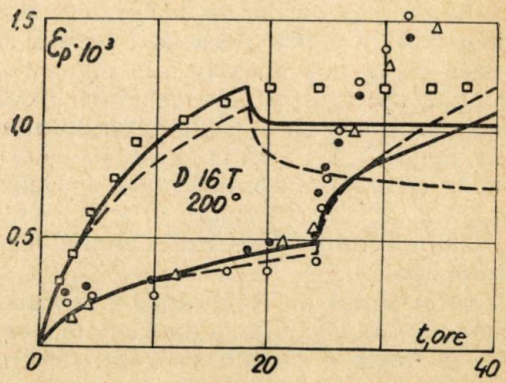


Fig. 8.

In lucrarea lui Brîzgalin [12] se descrie cercetarea experimentală a fluajului invers și a fluajului la sarcini variabile în trepte pentru viniplast la 50°. Rezultatele experimentale au fost comparate cu cele teoretice bazate pe ipoteza faptului că deformația la fluaj se poate privi ca suma unor componente independente: componenta reversibilă ε_1, care se supune teoriei eredității sub forma

$$\varepsilon_1 = \int_0^t K(t-\xi) f[\sigma(\xi)]\, d\xi$$

și componenta ireversibilă, ε_2, care se supune ipotezei ecruisării (14).

In *figura 9* sînt reprezentate curbele teoretice de fluaj și cele de fluaj invers, la tensiuni de 150, 250, 280 și 300 kgf/cm². Punctele reprezintă rezultatele experimentale.

In *figura 10* se dă curba teoretică de fluaj la sarcini variabile în trepte:

— 280 kgf/cm² la $0 \leq t \leq 2h$,
— 250 kgf/cm² la $2h \leq t \leq 4h$,
— 280 kgf/cm² la $4h \leq t \leq 12,h$
— 250 kgf/cm² la $12h \leq t \leq 20h$.

Punctele reprezintă rezultatele experimentale. După cum se vede din *figurile 9* și *10,* ipoteza autorului lucrării, care stă la baza calculelor curbelor teoretice, concordă bine cu datele experimentale.

Intr-o altă lucrare, a aceluiași autor [15], se arată că ipoteza propusă este confirmată experimental la sarcină variabilă în trepte pentru epruvete plate, de celuloid tehnic, la 40 °C.

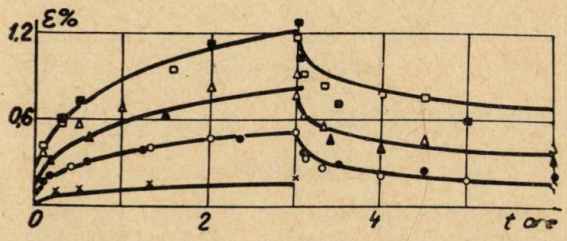


Fig. 9.

In articolele lui Ivanova [41], [42], [37], Vilesova și Hvostunkov [24], Moskin și Kuznețov [101] s-a făcut compararea rezultatelor studiilor experimentale de fluaj pe oțel și table de duraluminiu la sarcini variabile în trepte, cu datele teoretice după ipoteza ecruisării. S-a obținut o concordanță bună a rezultatelor.

In lucrarea lui Namestnikov [118] se descrie un studiu experimental vast efectuat asupra fluajului unui aliaj de aluminiu la tensiuni variabile. Temperatura de încercare 150 °C. In această lucrare s-a încercat în special obținerea curbei de întindere instantanee a materialului, studiindu-se in-

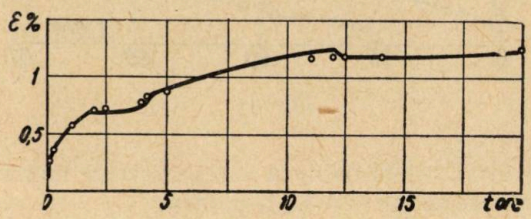


Fig. 10.

fluența deformațiilor de fluaj asupra acestei curbe. S-a stabilit că curba de întindere obținută cu o viteză mai mare decît 1 kgf/mm². minut poate fi considerată ca curbă de deformație instantanee pentru materialul și temperatura dată. Apoi în lucrare se arată că deformația de fluaj nu are influență asupra sarcinii instantanee care urmează după fluaj, precum și nici asupra sarcinii repetate pînă la tensiunea la care se produce descărcarea. Descărcarea și sarcina repetată se supun legilor elastice. S-a stabilit de asemenea că fluajul nu influențează asupra deformației elastice instantanee, dar produce un efect

de ecruisare a deformației plastice instantanee. În articolul aceluiași autor [118], pe baza propunerii lui Rabotnov se analizează posibilitatea perfecționării ipotezei ecruisării prin înlocuirea deformației plastice acumulată cu parametrul :

$$q = \int \sigma d\varepsilon_p .$$

Atunci ipoteza ecruisării ia forma

$$\Phi_4(\dot{\varepsilon}_p, \sigma, q) = 0 \qquad (25)$$

sau folosind o relație exponențială :

$$\dot{\varepsilon}_p q^\beta = \alpha \cdot \sigma^\nu .$$

În *figura 11* sînt prezentate curbele de fluaj ale unui aliaj de aluminiu la 150 °C și la tensiuni variabile în trepte [118]. Liniile întrerupte corespund ipotezei ecruisării (14), (15), iar cele punctate ipotezei (25). La sarcini crescătoare în trepte, ipoteza (25) corespunde mai bine cu experiența decît (14)

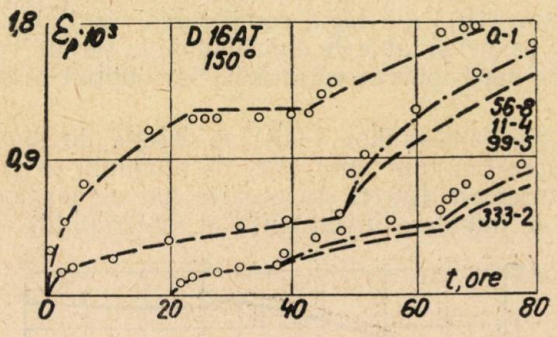


Fig. 11.

și (15). Același rezultat se obține dacă sarcina crește monoton. La o sarcină monoton descrescătoare rezultatul va fi contrar.

În continuare se prezintă verificarea diferitelor ipoteze de fluaj prin compararea curbei experimentale a relaxării la deformație constantă, cu cele teoretice, construite pe baza diferitelor ipoteze de fluaj.

În *figura 12,* linia plină reprezintă curba experimentală de relaxare pentru cupru la 165 °C și tensiunea inițială $\sigma(0) = 949$ kgf/cm² obținută de Davis [193]. Linia întreruptă reprezintă curba teoretică de relaxare după ipoteza ecruisării formulată prin (14), (16) dedusă în lucrarea lui Ciurikov [180]. Din comparare reiese că rezultatele experimentale concordă bine cu ipoteza ecruisării.

În *figura 13* la fel ca și în *figura 12,* curba de relaxare experimentală (curba 1) se compară cu cea teoretică (curba 4) trasată după ipoteza îmbătrî-

nirii, formulată prin relația (5), după ipoteza modificată a îmbătrînirii a lui Beleaev (curba 2), după ipoteza curgerii formulată prin relația (11) (curba 3). Datele experimentale concordă cel mai bine cu ipoteza modificată de fluaj a lui Beleaev.

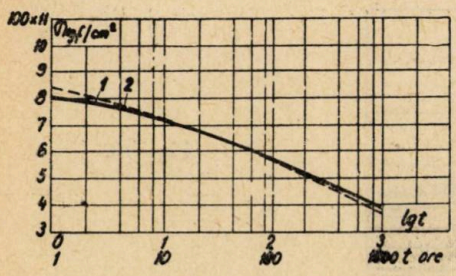


Fig. 12.

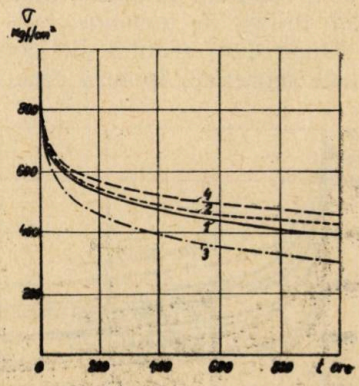


Fig. 13.

In *figura 14*, curba experimentală de relaxare la deformația constantă, (curba 1) pentru oțe Cr-Mo la 525 °C, obținută în lucrările lui Johnson [197], este comparată cu curbele teoretice construite după aceleași ipoteze ca în

Fig. 14.

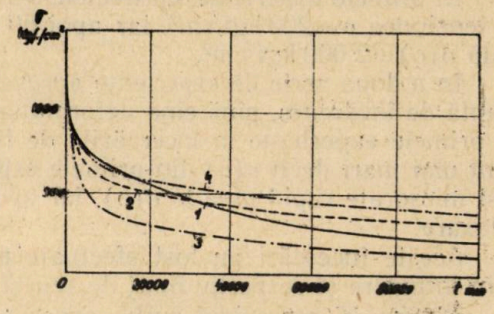


figura 13. Pentru valorile mici ale timpului, curba experimentală se apropie de curbele construite pe baza ipotezei îmbătrînirii formulată prin relația (5) și ipoteza modificată de îmbătrînire a lui Beleaev, iar apoi se situează cam la mijloc, între curbele obținute după ipoteza modificată a lui Beleaev și ipoteza curgerii formulată prin relația (11).

Vom da acum rezultatele unor cercetări experimentale vaste, efectuate cu oțel Cr-Mo la 500 °C de către Danilovskaia, Ivanova și Rabotnov [33].

In *figura 15* liniile pline reprezintă curbele experimentale de relaxare la diferite tensiuni inițiale. Liniile întrerupte reprezintă curbele teoretice de relaxare după ipoteza ecruisării formulată prin (14), (16). Pentru a se obține o corespondență cu datele experimentale, atît la construirea curbelor de fluaj cît și a celor de relaxare, mărimile A și β nu s-au considerat constante, ci funcții liniare de tensiune.

După cum rezultă din compararea curbelor de relaxare experimentale cu cele teoretice, ipoteza ecruisării concordă bine cu datele experimentale.

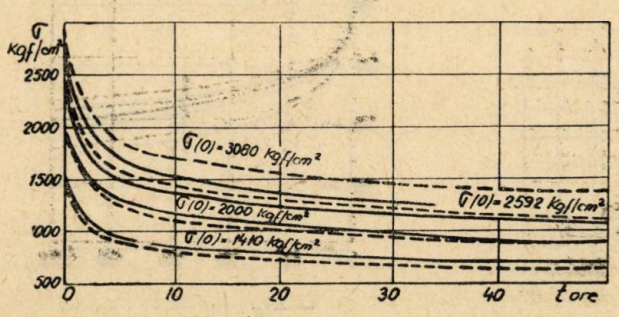


Fig. 15.

In lucrarea [69], datele experimentale confirmă la fel ipoteza ecruisării formulată prin (14), (15).

In lucrarea [33] se descrie de asemenea studiul experimental al relaxării deformației constante, după o deformație preliminară de fluaj, cu o forță de întindere constantă și după o întindere preliminară peste limita de elasticitate.

In primele experiențe, epruvetele s-au încercat la fluaj timp de 25 de ore la tensiunea $\sigma = 200$ kgf/cm², iar apoi 50 de ore la relaxare și tensiunea inițială $\sigma(o) = 2\,000$ kgf/cm².

In a doua serie de experiențe epruvetele au fost întinse cu o viteză constantă de încărcare, pînă cînd deformația plastică a atins aceeași valoare ca în primele experiențe la încercările de fluaj. Tensiunile respective sînt evident mai mari decît $\sigma(o)$ din primele experiențe. După aceasta tensiunile au fost micșorate rapid pînă la $\sigma(o)$, iar apoi s-au făcut încercări în condiții de relaxare.

Aceste încercări au fost efectuate pentru a stabili influența ecruisării prin întindere și respectiv fluaj de scurtă durată.

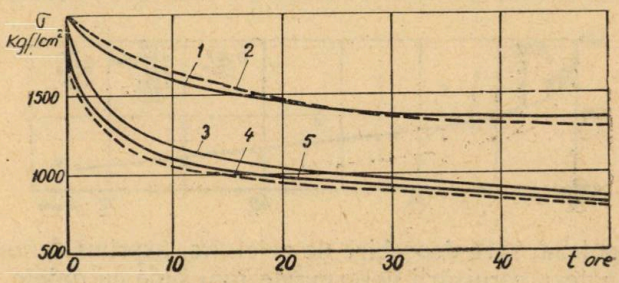
Figura 16 reprezintă curba experimentală *1* și teoretică 2 de relaxare după fluaj prealabil, precum și curba experimentală 3 și teoretică *4* de relaxare după o întindere de scurtă durată. Curbele teoretice de relaxare sînt construite după ipoteza ecruisării formulată prin (14) și (16). In aceeași figură este reprezentată și curba relaxării pentru epruvetele care nu au fost supuse unei deformații plastice preliminare (curba *5*).

După cum rezultă din *figura 16*, fluajul prealabil încetinește puternic relaxarea, iar ecruisarea de scurtă durată, aproape nu influențează deloc desfășurarea procesului de relaxare. Aceasta arată că procesele de deformație

plastică de scurtă durată și cele datorită acțiunii posterioare diferă. Apoi, cum rezultă din compararea curbelor de relaxare experimentale și cele teoretice, ipoteza ecruisării concordă bine cu experiența.

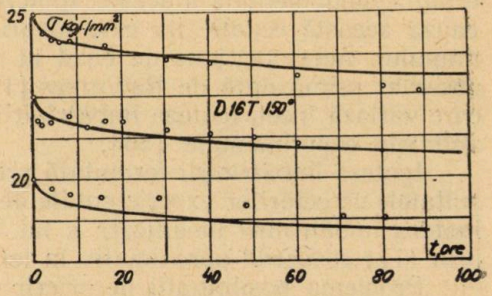
Se mai dau rezultatele cercetărilor efectuate pe duraluminiu la 150 °C de către Namestnicov și Hvastunkov [110]. În *figura 17* sînt trasate curbele

Fig. 16.



relaxării la deformație constantă și diferite tensiuni inițiale, construite pe baza ipotezei ecruisării formulate prin (14), (16). Punctele reprezintă datele experimentale. Datele teoretice concordă bine cu cele experimentale.

Fig. 17



În lucrarea [25] se arată că curbele de relaxare obținute pe baza ipotezei ecruisării formulate prin (14), (15) și (25), diferă puțin între ele.

În *figura 18* rezultatele aceluiași studiu experimental sînt comparate cu datele teoretice obținute cu ipoteza eredității plastice a lui Rabotnov (20); această comparare este dată în lucrarea [114]. Cum rezultă din *figura 18*, curba calculată concordă bine cu datele studiului experimental al relaxării la tensiunile inițiale de 3 000 kgf/cm² și 3 200 kgf/cm². În cazul general, rezultatele experimentale ale relaxării concordă mai bine cu ipoteza ecruisării decît cu ipoteza eredității plastice.

În articolul lui Cijik [179] se analizează aplicarea ipotezei eredității a lui Rabotnov în problema calculului la fluaj, pe baza datelor obținute la încercări de relaxare.

Lucrările lui Mileiko sînt consacrate fluajului de scurtă durată (cînd deformația vizibilă crește în curs de zeci și sute de secunde), la tensiuni constante și variabile [96], [97]. Problema determinării legilor fluajului de

scurtă durată se simplifică în comparație cu curgerea lentă nestaționară din cauză că, după cum s-a constatat, la temperaturi înalte și sarcini mari, fluajul apare fără ecruisare. Aceasta înseamnă că în ecuația (14) (aplicată în mod obișnuit la teoria ecruisării) se poate considera $\beta=0$.

Din cele expuse mai sus rezultă că ipotezele ecruisării și ereditații plastice ale lui Rabotnov, coincid cel mai bine cu rezultatele experimentale. Ultima

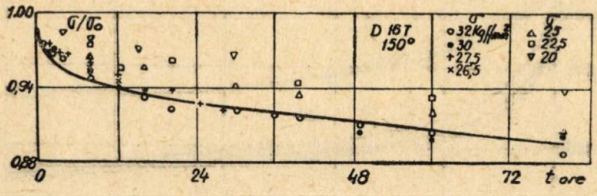


Fig. 18.

ipoteză, spre deosebire de celelalte, exprimă fenomenul fluajului invers, însă ipoteza ecruisării corespunde mai bine cu datele experimentale decît ipoteza ereditații plastice.

Despre neajunsul ipotezei îmbătrînirii s-a vorbit mai sus. Neajunsul ipotezei curgerii (la fel ca și în cazul ipotezei îmbătrînirii) este acela că în ecuația fundamentală a acestei ipoteze timpul intră în mod explicit, din care cauză această ecuație nu este invariantă în raport cu modificarea originii timpului. Acest neajuns de bază al ipotezei îmbătrînirii și curgerii a fost observat prima dată de Rabotnov [129], [130]. Totuși, în cazul sarcinilor care variază încet, ipoteza îmbătrînirii și cea a curgerii concordă bine cu rezultatele experimentale [53].

Ipoteza îmbătrînirii formulată prin (5), (4) corespunde mai bine cu rezultatele cercetărilor experimentale de relaxare la deformație constantă decît ipoteza îmbătrînirii modificată a lui Beleaev, iar ipoteza curgerii formulată prin (11) concordă aproximativ la fel.

Problema posibilității descrierii proceselor postacțiunii polimerilor cu ajutorul acelorași teorii fenomenologice nu este clarificată pînă în prezent în suficientă măsură. În lucrările lui Bronski [12] și ale autorului [78], [80] se analizează aplicabilitatea teoriei liniare a curgerii vîsco-elastice. În lucrarea autorului [79], printr-o formulare simplificată, se rezolvă problema conlucrării armăturii elastice și fluajului straturilor limite de legătură. În articolul [81] al aceluiași autor, se analizează cîteva variante posibile la scrierea ecuațiilor fluajului anizotrop aplicat la sticlă plastică.

În lucrarea lui Minenkov [98] se analizează posibilitatea folosirii ipotezelor tehnice pentru descrierea fluajului materialelor termoplastice izotrope.

5. *Rezistența de durată*

Timpul de rupere al barei întinse în condiții de fluaj a fost stabilit de Hoff [196] în ipoteza că în momentul ruperii suprafața secțiunii transversale devine nulă (rupere tenace). Pentru aceasta se presupune că viteza deforma-

ției plastice este constantă, astfel că timpul principal de viață al epruvetei îl constituie timpul celei de-a doua etape de fluaj.

Figura 19 reprezintă graficul relației dintre tensiune și viteza minimă a deformației plastice și graficul relației dintre limita rezistenței de durată și timp, după schema lui Hoff pentru oțel moale, la 500 °C. Punctele reprezintă rezultatele experiențelor lui Katz [53] care, după cum rezultă din figură, concordă bine cu concepția lui Hoff. Cu toate acestea ea are un caracter limitat. În schema lui Hoff nu se includ rupturile casante, precum și ruperea barei torsionate, cînd dimensiunile barei nu se schimbă, și conform concepției lui Hoff bara nu se poate rupe.

Pentru a ține seama de fragilitatea materialului Kacianov [52] presupune că ruperea are loc în urma dezvoltării vătămării (fisurării) materialului și procesul de rupere se interpretează ca proces de fisurare care se desfășoară pe fondul deformațiilor crescătoare de fluaj.

Vătămarea se caracterizează printr-o mărime scalară ψ ($0 \leqslant \psi \leqslant 1$), care se numește continuitate. În momentul inițial în lipsa vătămării $\psi = 1$, iar în momentul ruperii fragile se ia $\psi = 0$, adică nu se ține seama de localizarea

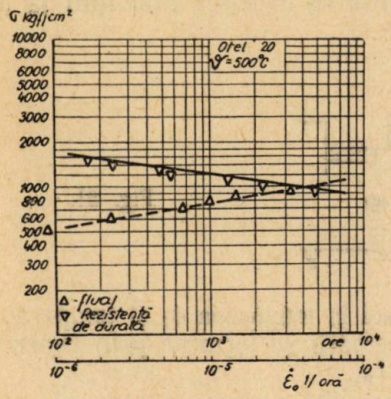


Fig. 19.

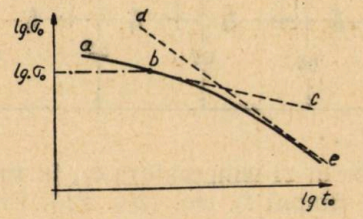


Fig. 20.

fisurării în stadiul final de rupere. Pentru rezolvarea problemei determinării timpului de rupere se folosește relația :

$$\frac{d\psi}{dt} = -A\left(\frac{\sigma_{max}}{\psi}\right)^m. \qquad (26)$$

Curba rezistenței de durată obținută astfel este dată în *figura 20*. Dreptele *abc* și *de* caracterizează ruperea tenace și cea pur fragilă. La tensiuni mari, curba coincide cu dreapta *ab*, care caracterizează ruperea tenace. La tensiuni mai mici, are o importanță mare fragilitatea și curba se va apropia tot mai mult de dreapta *de*.

În lucrările lui Kaceanov [54], [57], rezultatele obținute sînt generalizate pentru viteze de alungire constantă, încărcări în trepte și relaxări. Se examinează ruperea în condițiile relaxării la strîngeri.

În lucrarea lui Namestnikov [112], problema ruperii tenace și a ruperii fragile a barelor întinse se rezolvă pe baza ipotezei ecruisării formulată prin (14), (15) și (14), (16). În această lucrare, în afara sarcinii constante se mai examinează și sarcina variabilă. Se stabilește că dacă tensiunea variază după un ciclu asimetric, atunci timpul de rupere tenace nu va fi mai mare decît timpul corespunzător în cazul tensiunii constante, egală cu tensiunea medie a ciclului.

Schema de rupere tenace propusă de Hoff este precizată întrucîtva în lucrarea lui Rosenblum [148]. Prin aceasta se ține seama că odată cu modificarea formei corpului, în urma absenței ecruisării, tensiunile vor crește numai pînă la limita de curgere. De aceea, în decursul timpului, vor apărea domenii plastice de întindere și la un moment dat apare mecanismul ruperii plastice „obișnuite", care spre deosebire de schema lui Hoff are loc la dimensiuni finite ale corpurilor.

În continuare se analizează rezistența de durată la tensiuni și încălzire nestaționară. Presupunem că epruveta întinsă se încearcă mai întîi la ten-

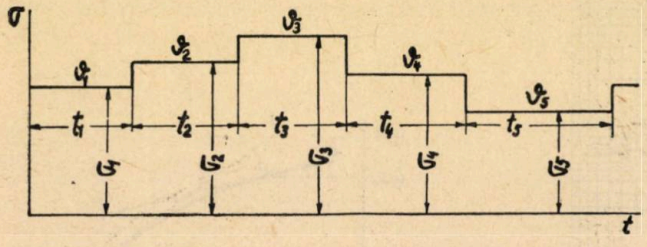


Fig. 21.

siunea σ_1 și temperatura ϑ_1, în timpul t_1, apoi la tensiunea σ_2 și temperatura ϑ_1 în timpul t_2, etc. (*fig. 21*). Procesul încercării se termină prin rupere la tensiunea σ_m și temperatura ϑ_m, în timpul t_m.

Notăm prin $t_{1r}, t_{2r}, \ldots, t_{mr}$ valorile timpului necesar pentru rupere la tensiunile $\sigma_1, \sigma_2, \ldots, \sigma_n$ și temperaturile $\vartheta_1, \vartheta_2, \ldots, \vartheta_n$ Aceste mărimi se determină după curbele rezistenței de durată. Vom numi rapoartele $t_1/t_{1r}, t_2/t_2 \ldots, t_m/t_{mr}$ vătămările în perioadele 1,2 etc. Cercetările experimentale efectuate asupra rezistenței de durată la tensiuni și încălziri nestaționare au permis să se stabilească că suma vătămărilor pentru materialul dat se apropie de unitate.

$$\sum_{i=1}^{m} \frac{t_i}{t_{ir}} = 1 . \tag{27}$$

Acest lucru este confirmat de rezultatele studiului rezistenței de durată la încercări de fluaj după program, efectuate de Rozanov și Rusanova [140]

pe trei materiale refractare diferite : oțel perlitic, oțel austenitic și aliaj pe bază de nichel.

La variația continuă a tensiunilor formula (27) devine :

$$\int_0^{t_{rup}} \frac{dt}{t_r}. \tag{28}$$

Această formulă se poate obține pe baza schemelor analizate mai sus, a ruperii tenace și fragile [136], [54] sau pe baza mecanismului prezentat despre dezvoltarea fisurilor la rupere de durată [134]. Formulele (26) și (27) reprezintă formularea matematică a așa numitului principiu al însumării liniare a vătămărilor.

Pe baza acestor expresii putem deduce formula pentru determinarea coeficientului de siguranță la tensiune și încălzire nestaționară [59], [94].

În lucrările lui Hein [177], [178] se face evaluarea rezistenței de durată a organelor de fixare atunci cînd se produc strîngeri repetate. Se presupune că ruperea intervine atunci cînd deformația de fluaj a pieselor atinge valoarea limită pentru timpul dat pînă la rupere. Se examinează influența elasticității efective a îmbinării prin flanșe asupra capacității de lucru a pieselor de fixare, la diferite instalații energetice staționare.

(Partea II-a împreună cu bibliografia se publică în numărul următor al revistei)

ASPECTE ALE ACTIVITĂȚII INSTITUTULUI CENTRAL DE SUDURĂ, ZIS, DIN R. D. GERMANĂ

Institutul central de sudură — ZIS — al R. D. Germană a fost creat în 1952 cu scopul de a dezvolta cercetările științifice ale domeniului și a sprijini industria țării. Institutul este în orașul Halle/Saale, oraș cu circa 300.000 de locuitori, cu vechi tradiții cultural științifice. În apropierea orașului sînt mari combinate metalurgice și chimice.

Secția de sudură a Centrului de cercetări tehnice (C.C.T.) din Timișoara al Academiei R. S. România are relații bune de colaborare cu ZIS, baza acestora fiind pusă în anul 1956 de regretatul Academician C. Mikloși, cu ocazia unei vizite făcute la Halle. Între preocupările comune menționăm: sudarea automată sub flux, sudarea electrică prin presiune și, mai recent, lipirea cu eutectic, comportarea dinamică a transformatoarelor de sudură, tăierea și sudarea cu plasmă. În cursul anilor, Secția de sudură a C.C.T., a fost vizitată de circa 20 de cercetători de la ZIS, iar cercetătorii C.C.T. au făcut circa 8 deplasări la Halle.

ZIS are sarcina de a rezolva toate problemele importante de sudură ale industriei din RDG și, în același timp, de a efectua cercetări științifice proprii, în scopul promovării de noi procedee, utilaje și tehnologii de sudare. Institutul depinde de Ministerul Industriei Grele, care îi asigură 60% din finanțele necesare. Acești bani însă provin de la toate ministerele interesate în problemele de sudare, fiecare vărsînd la ministerul tutelar cote proporționale cu temele de care are nevoie. Restul de 40% este realizat de ZIS prin contracte de colaborare directe cu unitățile industriale.

ZIS este compus din 5 secții: secția de cercetare, secția de tehnologie, secția de sudare prin presiune, secția de școlarizare și secția de raționalizare. Fiecare secție are grupe de lucru specializate pe domenii restrînse și laboratoare. În total Institutul are 550 de angajați, din care circa 200 sînt diplomat ingineri și ingineri și circa 50 administrativi și personal de serviciu. Restul sînt muncitori și maiștri. Salariul mediu al unui cercetător este de 1 000 DM, iar programul de lucru este de 9 ore 15 min zilnic, timp de 5 zile pe săptămînă.

Contractele de colaborare ale Institutului au o bază juridică, astfel încît obligațiile contractuale sînt penalizate financiar. La baza oricărui contract stă caietul de sarcini al temei respective, în care sînt prevăzute, în detaliu, performanțele minime pe care rezultatele cercetării trebuie să le asigure. Caietul servește și la întocmirea protocolului de încheiere a lucrărilor. Dacă tema cercetată are un pronunțat caracter de noutate, atunci ZIS asigură asistență tehnică timp de 6...12 luni, primei perioade de aplicare. Dacă la Institut se elaborează un procedeu, utilaj sau tehnologie nouă, pentru care nu s-a prevăzut inițial un beneficiar, atunci ZIS stabilește uzina care ar putea fi beneficiar, întocmind un studiu tehnico-economic al eficienței aplicării cercetării în unitatea vizată. După aceea uzina primește propunerea de a se constitui ca beneficiar și se încheie un contract de aplicare, în mod asemănător cu contractele de colaborare. Deoarece aplicarea are la bază studiul tehnico-economic, uzinele nu refuză de obicei asemenea contracte. Aceasta, cu atît mai mult cu cît aplicarea noului are consecințe materiale foarte importante asupra cercetătorilor care au efectuat studiile și asupra specialiștilor din uzină care au contribuit la cercetarea de dezvoltare.

Secția de școlarizare a Institutului are un rol foarte important. Ea asigură cursuri complete pentru formarea sudorilor și maiștrilor, și totodată, cursuri suprauniversitare pentru inginerii din producție. Cursurile suprauniversitare sînt axate pe diferite teme, avînd drept

scop să țină la curent pe specialiștii din producție cu tot ceea ce este nou în domeniul sudurii. Aceste cursuri durează 2 ... 10 săptămîni și costă 125 ... 1075 DM. Cursurile sînt asigurate de personalul secției de școlarizare și de cercetători ai secției de cercetare.

Tot aici se organizează cursuri de informare, cu o durată de 10 săptămîni, pentru inginerii cu alte specialități decît sudura, dar care, în preocupările lor, vin în contact cu aspecte de tehnologia sudurii.

Toate cursurile se termină cu examene, dîndu-se absolvenților certificate corespunzătoare calificării obținute.

La ZIS fac stagii de doctorat absolvenți ai institutelor de învățămînt superior cu durată de școlarizare de 5 ani (dipl. ing.) și stagii de specializare absolvenți ai institutelor de 3 ani (ing).

Institutul organizează periodic conferințe și colocvii pe teme actuale ale domeniului, fiind dotat, în acest scop, cu o sală de conferințe modern utilată și cu o casă de oaspeți pentru a asigura cazarea participanților. Tot aici se editează o revistă cu 12 numere anual, avînd un nivel științific și tehnic ridicat. De asemenea se editează fișe îndrumătoare pe probleme restrînse cum ar fi: recomandări privind sudarea oțelurilor slab aliate cu mangan; recomandări privind tăierea cu plasmă a tablelor din aluminiu; recomandări privind sudarea în CO_2 și multe altele. Acestea cuprind toate datele necesare aplicării corecte a procedeului, utilajelor și tehnologiei respective.

Pe plan internațional, Institutul are relații extinse; în 1967 de exemplu, el a fost vizitat de 320 de specialiști străini, iar cadrele sale au efectuat circa 200 de deplasări peste hotare.

În încheiere, menționez că în fiecare secție și laborator este o mică și sugestivă expoziție, care ilustrează realizările din ultimii 2—3 ani. Cu ajutorul ei șefii secțiilor pot expune, pe scurt, în cazul unor vizite, rezultatele obținute.

Tr. Sălăgean

Revista „Studii și cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei, sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde și rubricile: referate, discuții, recenzii, informații și altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări științifice și tehnice.

RECOMANDĂRI PENTRU AUTORI

1. Structura lucrării:

a) *Introducerea* va situa lucrarea pe fondul cunoștințelor actuale, va desemna obiectivele și indica metodele utilizate;

b) *Tratarea* (despărțită pe subcapitole, numerotată după clasificarea zecimală), va preciza premizele, ipotezele, simplificările adoptate și va discuta rezultatele, erorile, posibilitățile și comoditatea aplicării deducerilor matematice;

c) *Concluziile* vor sintetiza rezultatele obținute, limita lor de valabilitate și aplicațiile posibile;

d) *Bibliografia* după standardele în vigoare;

2. Forma lucrării:

a) Lucrările se predau în 2 exemplare dactilografiate la 2 rînduri (2 000 semne pe pagină), inclusiv exemplarul original fără corecturi, intervenții, pe hîrtie velină;

b) Figurile pe calc, un exemplar;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internațională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

★

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacție. Timișoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

1969 APR 23

ST. CERC. METALURG. TOM. 13, Nr. 2 P. 205—490, BUCUREȘTI — 1968.

I.P.B.T. — 1521/1968

43 834

Lei 18.